

THÈSES

PRESENTÉES

A LA FACULTÉ DES SCIENCES
DE L'UNIVERSITÉ DE PARIS

POUR OBTENIR

LE GRADE DE DOCTEUR ÈS SCIENCES PHYSIQUES

PAR

PAUL LAURENT

1^{re} THÈSE

ÉTUDE DES PERTURBATIONS CRISTALLINES
PRODUITES DANS LES MÉTAUX PAR DES EFFORTS ALTERNÉS

2^e THÈSE

PROPOSITIONS DONNÉES PAR LA FACULTÉ

LA THÉORIE DE ZENER DU FROTTEMENT INTERNE THERMOÉLASTIQUE
DANS LES SOLIDES

Soutenues le 10 janvier 1951 devant la Commission d'Examen

Jury	{	MM. CHAUDRON	{	Président.
		WYART		Examineurs.
		PONÇIN		

1951

FACULTÉ DES SCIENCES

Nom du candidat : LAURENT.

Prénom : Paul.

Date de la soutenance : 10 Janvier 1951.

Numéro d'ordre : Série A-2430. N° 3302.

Paul LAURENT. — Étude des perturbations cristallines produites dans les métaux par des efforts alternés. — *Paris*, Imp. du Ministère de l'Air, 1951. In-8°, 116 pages, 129 fig.

(Th. Sc. Phys. Paris, 1951, Sér. A-2430. N° 3302)

Paul LAURENT. — Étude des perturbations cristallines produites dans les métaux par des efforts alternés. — *Paris*, Imp. du Ministère de l'Air, 1951. In-8°, 116 pages, 129 fig.

(Th. Sc. Phys. Paris, 1951. Sér. A-2430. N° 3302)

Paul LAURENT. — Étude des perturbations cristallines produites dans les métaux par des efforts alternés. — *Paris*, Imp. du Ministère de l'Air, 1951. In-8°, 116 pages, 129 fig.

(Th. Sc. Phys. Paris, 1951, Sér. A-2430. N° 3302)

Paul LAURENT. — Étude des perturbations cristallines produites dans les métaux par des efforts alternés. — *Paris*, Imp. du Ministère de l'Air, 1951. In-8°, 116 pages, 129 fig.

(Th. Sc. Phys. Paris, 1951. Sér. A-2430. N° 3302)

FACULTÉ DES SCIENCES

Nom du candidat : LAURENT.

Prénoms : Paul.

Date de la soutenance : 10 janvier 1951.

Numéro d'ordre : Série A-2430. N. 3302.

Paul LAURENT. — Étude
des perturbations cristallines
produites dans les métaux par
des efforts alternés. — Paris,
Imp. du Ministère de l'Air, 1951.
In-8°, 116 pages, 129 fig.

(Th. Sc. Phys. Paris, 1951. Sér. A-2430. N° 3302)

Paul LAURENT. — Étude
des perturbations cristallines
produites dans les métaux par
des efforts alternés. — Paris,
Imp. du Ministère de l'Air, 1951.
In-8°, 116 pages, 129 fig.

(Th. Sc. Phys. Paris, 1951. Sér. A-2430. N° 3302)

Paul LAURENT. — Étude
des perturbations cristallines
produites dans les métaux par
des efforts alternés. — Paris,
Imp. du Ministère de l'Air, 1951.
In-8°, 116 pages, 129 fig.

(Th. Sc. Phys. Paris, 1951. Sér. A-2430. N° 3302)

Paul LAURENT. — Étude
des perturbations cristallines
produites dans les métaux par
des efforts alternés. — Paris,
Imp. du Ministère de l'Air, 1951.
In-8°, 116 pages, 129 fig.

(Th. Sc. Phys. Paris, 1951. Sér. A-2430. N° 3302)

THÈSES

PRÉSENTÉES

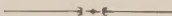
A LA FACULTÉ DES SCIENCES
DE L'UNIVERSITÉ DE PARIS

POUR OBTENIR

LE GRADE DE DOCTEUR ÈS SCIENCES PHYSIQUES

PAR

PAUL LAURENT



1^{re} THÈSE

ÉTUDE DES PERTURBATIONS CRISTALLINES
PRODUITES DANS LES MÉTAUX PAR DES EFFORTS ALTERNÉS

2^e THÈSE

PROPOSITIONS DONNÉES PAR LA FACULTÉ

LA THÉORIE DE ZENER DU FROTTEMENT INTERNE THERMOÉLASTIQUE
DANS LES SOLIDES

Soutenues le 10 janvier 1951 devant la Commission d'Examen



Jury	{	MM. CHAUDRON	{	<i>Président.</i>
		WYART		<i>Examineurs.</i>
		PONÇIN		



Digitized by the Internet Archive
in 2026

https://archive.org/details/IA41550412_0052

ÉTUDE
DES PERTURBATIONS CRISTALLINES
PRODUITES DANS LES MÉTAUX
PAR DES EFFORTS ALTERNÉS

FACULTÉ DES SCIENCES DE L'UNIVERSITÉ DE PARIS

Doyen M. A. CHATELET

PROFESSEURS

G. JULIA	T	Analyse supérieure et algèbre supérieure.	SCHAEFFER	T	Physiologie des fonctions.
A. DENJOY	T	Théorie des fonctions.	LAFFITTE	T	Chimie (P.C.B.).
L. LUTAUD	T	Géographie physique et géologie dynamique.	FAVARD		Calcul des probabilités et physique-mathématique.
E. DARMOIS	T	Enseignement de physique.	COULOMB	T	Physique du globe.
Robert LÉVY	T	Physiologie comparée.	M ^{lle} COUSIN	T	Biologie animale (P.C.B.).
Henri VILLAT	T	Mécanique des fluides et applications.	CHRÉTIEN		Chimie générale.
M ^{me} HAMART-LUCAS	T	Chimie organique.	P. DRACH		Zoologie.
FOCH	T	Mécanique physique et expérimentale.	KASTLER		Physique.
PAUTHENIER	T	Électrotechnique générale.	CHATELET	T	Arithmétique et théorie des nombres.
DE BROGLIE	T	Théories physiques.	EPHRUSSI	T	Génétique.
JOB	T	Chimie générale.	WURMSER	T	Biologie physico-chimique.
PRENANT	T	Anatomie et histologie comparées.	BAUER	T	Chimie-physique.
COMBES	T	Physiologie végétale.	RIVIÈRE		Géologie (P.C.B.).
GARNIER	T	Géométrie supérieure.	GAUTHIERET		Biologie végétale (P.C.B.).
PÉRÈS	T	Mécanique rationnelle.	LUCAS		Physique.
HACKSPILL	T	Chimie minérale.	A. THOMAS		Évolution des êtres organisés.
LAUGIER	T	Physiologie générale.	ARNULF		Optique appliquée.
TOUSSAINT	T	Technique aéronautique.	MAX MORAND		Physique.
M. CURIE	T	Physique (P.C.B.).	SOLEILLET		Physique.
G. RIBAUD	T	Hautes températures.	FORTIER	T	Mécanique expérimentale des fluides.
CHAZY	T	Mécanique analytique et mécanique céleste.	DANJON	T	Astronomie.
CROZE	T	Physique théorique et physique céleste.	FROMAGEOT	T	Chimie biologique.
DUPONT	T	Théories chimiques.	LAPORTE	T	Physique générale et radio-activité.
VALIRON	T	Calcul différentiel et calcul intégral.	JANET		Mathématiques générales.
BARRABÉ	T	Géologie structurale et géologie appliquée.	PETIT	T	Biologie maritime.
VAVON	T	Analyse et mesures chimiques.	QUENEY	T	Météorologie et dynamique atmosphérique.
G. DARMOIS	T	Calcul des probabilités et physique mathématique.	GALLIEN		Biologie animale (P.C.B.).
Jacques BOURGART	T	Géographie physique et géologie dynamique.	EICHHORN		Biologie végétale (P.C.B.).
AUBEL	T	Chimie biologique.	DE CUGNAC		Biologie végétale (P.C.B.).
M ^{me} JOLIOT-CURIE	T	Physique générale et radio-activité.	LAVAL		Physique (P.C.B.).
PLANTEFOL	T	Botanique.	M ^{lle} CAUCHOIS		Chimie-physique.
CABANNES	T	Recherches physiques.	THELLIER		Physique du globe.
GRASSÉ	T	Évolution des êtres organisés.	AUDUBERT		Électrochimie.
PRÉVOST	T	Chimie organique.	L'HÉRITIER		Génétique.
BOULIGAND	T	Application de l'analyse à la géométrie.	GRIVET	T	Radio-électricité.
CHAUDRON	T	Chimie appliquée.	PONCIN		Mécanique des fluides.
WYART	T	Minéralogie.	THIERY	T	Mécanique appliquée.
TEISSIER	T	Zoologie.	DUBREIL		Mathématiques générales.
MANGENOT	T	Biologie végétale.	QUELET		Chimie (P.C.B.).
P. AUGER	T	Physique quantique et relativité.	CAGNIARD		Géophysique appliquée.
MONNIER		Physiologie générale.	CHAMPETIER		Chimie appliquée.
PIVETEAU	T	Géologie.	CUVILLIER		Géologie structurale et géologie appliquée.
ROCARD	T	Physique.	JUNG		Pétrographie.
H. CARTAN	T	Mathématiques générales.	TRILLAT		Physique (P.C.B.).
			WIEMANN		Chimie (P.C.B.).
			LICHNEROWICZ		Mathématiques.
			JACQUINOT		Physique (P.C.B.).
			VASSY		Physique de l'atmosphère.
			DESTOUCHES		Théories physiques.
			PRUVOST	T	Géologie.

Secrétaire Ch. MONIER

A mon parrain au C.N.R.S.

M. Albert CAQUOT,

Membre de l'Institut

A mon Maître

M. Raymond JACQUESSON,

*Professeur à la Faculté des Sciences
et à l'École Nationale Supérieure de Mécanique
et d'Aérotechnique de Poitiers*

En hommage de profonde reconnaissance

A mes Parents,

A ma Fiancée

TABLE DES MATIÈRES

	PAGES
INTRODUCTION	1

PREMIÈRE PARTIE

MACHINE DE FATIGUE ET TYPES D'ESSAIS UTILISÉS

CHAPITRE PREMIER. — Mise au point d'une nouvelle machine de fatigue	7
CHAPITRE II. — La torsion alternée	18
CHAPITRE III. — La flexion alternée	22

DEUXIÈME PARTIE

ÉTUDE EXPÉRIMENTALE DE L'ALUMINIUM

CHAPITRE IV. — Manifestations de l'anisotropie des tôles d'aluminium par des essais de fatigue en torsion alternée	31
CHAPITRE V. — Étude métallographique des modifications de l'état de surface des éprouvettes lamellaires au cours de l'essai de fatigue	40
I. — Mécanisme de la fatigue du métal écroui	41
II. — Mécanisme de la fatigue du métal recuit	49
III. — Applications pratiques de nos procédés expérimentaux	58
CHAPITRE VI. — Aspects particuliers des glissements produits dans certains grains par les efforts alternés	64
CHAPITRE VII. — La flexion alternée de l'aluminium	75

TROISIÈME PARTIE

RÉSULTATS FOURNIS PAR L'ÉTUDE D'AUTRES MÉTAUX ET ALLIAGES

CHAPITRE VIII. — La torsion alternée du fer	89
I. — Influence de divers facteurs sur l'endurance	89
II. — Étude métallographique	99
CHAPITRE IX. — Étude d'un alliage aluminium-cuivre	104
CONCLUSION	110
BIBLIOGRAPHIE	115

INTRODUCTION

Il est de plus en plus nécessaire d'effectuer des recherches dans le domaine de la fatigue des métaux à une époque où l'on utilise des constructions légères et hardies à des vitesses toujours croissantes. La recherche de la sécurité exige en effet une étude sérieuse du comportement des matériaux soumis aux vibrations. Ces recherches sont malheureusement assez peu engageantes au premier abord. L'expérimentation est en effet fort longue et il faut fournir bien souvent un important travail pour ne glaner que quelques résultats. Ceci explique pourquoi le phénomène de la fatigue des métaux est encore à l'heure actuelle bien mal connu. Mais malgré les difficultés son étude exerce un attrait certain sur le chercheur.

Le travail que je présente dans cet ouvrage est une contribution à l'étude du mécanisme de la fatigue dans quelques métaux. J'ai suivi dans ces recherches la voie qui avait été si bien tracée par mon Maître, M. JACQUESSON, dans sa remarquable étude sur les torsions simples et alternées des fils d'aluminium.

Il importe avant tout de suivre pas à pas les modifications produites dans le métal par les efforts alternés, pour chercher à discerner comment se produit la fatigue. Je pense en effet qu'il est au moins aussi nécessaire de trouver comment et pourquoi se rompent les métaux dans des conditions données, que de déterminer des courbes d'endurance et des limites de fatigue en fermant les yeux pendant l'essai. Ce n'est que lorsque nous connaissons parfaitement le mécanisme de la rupture, que nous pourrions espérer en devenir maîtres.

Les moyens d'investigations que peut utiliser le chercheur sont de plus en plus nombreux et j'ai eu pour ma part la chance de disposer de moyens variés dans un laboratoire bien équipé. Mais de toutes les méthodes de travail, celle qui m'a le plus tenté est l'étude métallographique et ce sont les résultats de ces observations qui constituent l'essentiel de cette thèse. La métallographie a fait de très grands progrès avec le polissage électrolytique qui permet d'obtenir si rapidement des échantillons parfaits et qui rend les observations beaucoup plus précises. Je n'ai malheureusement pas pu disposer des outils de recherches encore plus puissants que constituent le microscope électronique et le microscope à contraste de phase. J'espère qu'un avenir prochain me permettra de poursuivre encore plus loin ce travail à des grossissements beaucoup plus élevés.

La *première partie* de ce mémoire est consacrée à la description de la machine de fatigue et des éprouvettes que j'ai utilisées.

Notre premier travail a consisté à mettre au point une petite machine de fatigue en torsion et flexion alternée, machine que M. JACQUESSON avait conçue

pour l'obtention des grandes vitesses d'essai. Après quelques déboires j'ai eu la satisfaction d'atteindre les buts fixés et de disposer d'un outil de travail très pratique (chap. premier).

Pour mener à bien l'étude métallographique le choix de la forme de l'éprouvette est capital. Des bandes prélevées dans des tôles offrent des grandes plages pour les examens microscopiques et ces éprouvettes m'ont donné toute satisfaction par la facilité de leur polissage et de leur mise au point. Des observations aussi intéressantes n'avaient jamais pu être faites sur les fils et les cylindres qui ont, jusqu'à présent, servi d'éprouvettes pour les essais de fatigue.

Le choix d'une éprouvette aussi simple a facilité notre tâche tout en nous permettant de faire des essais précis et des observations ayant une signification physique. Parfois, en effet, des expérimentateurs ont choisi des éprouvettes à forme compliquée dans lesquelles la grandeur et la répartition des contraintes sont mal connues.

Dans le chapitre II je rappelle les modes de détermination des contraintes et la valeur de celles-ci dans le cas de la torsion alternée d'une telle lame à section droite rectangulaire.

Dans le chapitre III je calcule les déformations et les contraintes produites par la flexion d'une lame. Ce calcul me permet de trouver la forme la plus favorable à donner aux éprouvettes.

Dans ces deux modes d'essai les contraintes appliquées au métal *sont maxima à la surface des éprouvettes*. La fissuration étant fonction de la valeur de ces contraintes c'est dans deux minces couches superficielles que se produiront les premières modifications de la matière. L'examen des surfaces de l'échantillon au microscope métallographique est donc tout indiqué pour rechercher les causes de la rupture du métal.

Une telle étude ne pourrait pas être entreprise avec des éprouvettes soumises par exemple à des tractions répétées. Les amorces de fissures se produiraient alors en n'importe quel point de la masse métallique et l'on ne pourrait pas en général les détecter et observer leur progression.

La *seconde partie* est particulièrement développée. L'étude expérimentale de la fatigue a été très complète dans le cas de l'aluminium et elle a mis en évidence un certain nombre de phénomènes nouveaux.

J'expose tout d'abord quelques résultats d'ordre technique qui apportent une contribution à l'expérimentation pratique de la fatigue. Une grande anisotropie s'établit dans les tôles au cours du laminage et la résistance dynamique est très variable suivant la direction de prélèvement de l'éprouvette (chap. IV).

Le chapitre V est consacré à l'étude des modifications superficielles des éprouvettes polies électrolytiquement. J'explique tout d'abord le mécanisme de la fissuration dans le cas de *l'aluminium écroui*. Je montre ensuite combien est différent le comportement de *l'aluminium recuit*. Cette méthode d'investigation apporte des renseignements intéressants sur la structure cristalline ainsi que sur la résistance comparée du corps des cristaux et des zones intergranulaires.

Elle a permis d'observer des glissements beaucoup mieux marqués que ceux obtenus au cours d'un essai de traction.

A la fin de ce chapitre je donne deux exemples d'application pratique de ces procédés expérimentaux : une méthode de détermination rapide de la limite de fatigue dans le cas des métaux écrouis, et une méthode d'étude du recuit de l'aluminium.

L'examen séparé de chaque grain d'une éprouvette en aluminium recuit m'a permis d'observer des aspects très particuliers des bandes de glissement. Dans le *chapitre VI* j'analyse quelques-uns de ces glissements particuliers et je cherche à les expliquer.

Le *chapitre VII* est consacré à l'étude des résultats fournis par la flexion alternée des lames d'aluminium. J'indique les analogies et les différences que présente le mécanisme de la fatigue en torsion alternée et en flexion alternée.

Ces méthodes de travail s'appliquent à tous les métaux et peuvent apporter des renseignements utiles car le mécanisme de la fatigue peut différer avec les modes de cristallisation ou la texture de la maille.

Ces études sont malheureusement longues et délicates et l'exploitation complète de cette technique demandera encore de longs efforts.

Dans la *troisième partie* je donne quelques résultats fournis par l'étude du fer Armco (chap. VIII) et par celle d'un alliage aluminium-cuivre.

J'ai profité de l'étude de la torsion alternée des tôles de fer Armco pour rechercher l'influence de nouveaux facteurs (état de surface, largeur de l'éprouvette, élévation de température, vitesse d'essai). J'indique tout particulièrement le rôle de l'élévation de température sur la limite de fatigue et pose les conditions expérimentales à respecter dans des essais aux efforts alternés de grande fréquence.

J'étudie comparativement les perturbations produites par les efforts alternés dans le fer écroui et dans le fer recuit et généralise les conclusions tirées de l'étude précédente sur le comportement de l'aluminium.

Dans le *dernier chapitre (IX)* je donne les premiers résultats d'une étude qui permettra sans doute de déterminer la variation de la résistance respective des grains et des joints de grains au cours du durcissement structural d'un alliage aluminium-cuivre. Cette recherche montre dès maintenant la grande différence qui s'est manifestée entre le comportement du métal durci par écrouissage mécanique ou par durcissement structural, et celui du métal recuit.

J'ai exécuté ces recherches au titre d'Attaché au C.N.R.S. M. Albert CAQUOT, Membre de l'Institut, m'a fait le grand honneur de les suivre et d'en accepter le parrainage auprès du Centre National de la Recherche Scientifique. Je prie M. CAQUOT de croire à ma bien respectueuse gratitude.

J'exprime également ma profonde reconnaissance à M. le Professeur CHAUDRON qui a bien voulu s'intéresser à ce travail. Ses conseils et ses critiques m'ont été très utiles et la bienveillance qu'il m'a témoignée m'est un précieux encouragement.

Je suis particulièrement heureux de pouvoir remercier ici tous ceux qui m'ont permis d'entreprendre ce travail et surtout M. PONCIN, Professeur à la Sorbonne, Directeur de l'Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique qui a su, en si peu de temps, donner aux chercheurs des moyens de travail extrêmement intéressants.

Je ne saurais dire en quelques lignes tout ce que je dois à mon Maître de la Faculté des Sciences de Poitiers, M. Raymond JACQUESSON, Directeur du Laboratoire de Mécanique des Solides de l'E.N.S.M.A., qui m'a appelé auprès de lui pour entreprendre ce travail. Il a su m'inculquer le goût du travail minutieux et délicat indispensable pour mener à bien des travaux de cette nature. Depuis les premiers instants il a constamment dirigé mes recherches, m'a bien souvent encouragé de ses conseils et je dois dire combien j'ai apprécié la chance qui m'était donnée de travailler dans des conditions aussi satisfaisantes.

Qu'il me soit permis encore d'exprimer à M. l'Ingénieur en Chef VERNOTTE qui m'a donné les moyens indispensables pour l'impression de cette thèse ma bien respectueuse reconnaissance et mes très sincères remerciements.

PREMIÈRE PARTIE

MACHINE DE FATIGUE
ET
TYPES D'ESSAIS UTILISÉS

CHAPITRE PREMIER

MISE AU POINT D'UNE NOUVELLE MACHINE DE FATIGUE

Les buts que nous nous sommes proposés en entreprenant la construction d'un prototype de machine de fatigue étaient fort divers et certains paraissaient, au premier abord, bien difficiles à atteindre. Les résultats obtenus ont été pleinement satisfaisants et nous pouvons donner quelques précisions sur la réalisation de cette petite machine aux possibilités multiples.

Notre premier objectif était de réaliser une machine dont la vitesse d'essai puisse varier dans de grandes proportions : de 1 000 à 20 000 tr/mn.

Nous désirions par ailleurs que l'amplitude des déformations vibratoires imposées à l'éprouvette soit également réglable dans de grandes proportions et ce, au cours même de l'essai de fatigue, afin d'étudier éventuellement les phénomènes d'overstressing et d'understressing.

Enfin nous voulions que plusieurs types de contraintes puissent être appliquées :

- des torsions alternées de $- \Theta$ à $+ \Theta$;
- des torsions répétées de 0 à 2Θ ;
- des torsions ondulées $\alpha \pm \Theta$,
 α étant une torsion statique constante;
- des torsions alternées avec traction fixe;
- des flexions alternées de genre analogue.

ÉTUDE DU MÉCANISME DE PRODUCTION DU MOUVEMENT ALTERNATIF

Choix du mécanisme.

Dans les diverses machines de fatigue par torsions alternées qui sont actuellement en usage dans les laboratoires de recherche (micromachine Chevenard, machine Schenck), le mouvement alternatif est produit par le mécanisme « excentrique-bielle »; il en résulte

une certaine complication pour le réglage de l'amplitude des torsions. C'est ainsi que dans la machine Schenck la variation de l'excentricité est réglée en marche à l'aide d'un moteur auxiliaire et d'un mécanisme compliqué.

L'inertie de tels mécanismes ne permet pas d'atteindre des fréquences d'essais élevées. La vitesse normale d'utilisation est de 3 000 tr/mn.

Nous avons utilisé un mécanisme beaucoup plus simple et beaucoup plus léger. Dans les manuels de technologie ce mécanisme est désigné sous le nom de « manivelle à coulisse à rotation alternative », et on l'utilise dans les mouvements de retour rapide des machines-outils.

ÉTUDE DU MÉCANISME (*fig. 1*)

Un volant V animé d'un mouvement de rotation uniforme d'axe O porte un coulisseau excentré C. Ce coulisseau glisse dans une manivelle à coulisse et communique à l'axe O' un mouvement de rotation alternative. L'excentrement OC ayant une valeur fixe, le réglage de l'amplitude s'obtient par variation de la distance OO'.

Nous pouvons schématiser ce mécanisme (*fig. 2*) et poser pour l'étude théorique :

$$\begin{aligned} OO' &= a, & OC &= r, & m &= \frac{r}{a}, \\ \widehat{OO'C} &= \theta, & \widehat{O'OC} &= \alpha - \omega t, \end{aligned}$$

ω étant la vitesse de rotation angulaire.

Θ est l'amplitude de la torsion alternée et est défini par :

$$\sin \Theta = m.$$

Sur la *figure 3* nous donnons les courbes représentatives de la variation de Θ en fonction de a pour deux valeurs de l'excentrement que nous avons utilisées : $r = 1$ mm et $r = 5$ mm.

Nous avons ainsi la possibilité d'obtenir toutes les amplitudes comprises entre 0,5 et 12 grades; cette gamme d'amplitudes était suffisante pour nos essais.

La variation de θ en fonction du temps t n'est pas sinusoïdale. Cependant, pour les faibles amplitudes, le décalage du maximum est très petit :

- pour $\Theta = 10$ grades les maxima ont lieu;
- pour $\alpha = 90$ et $\alpha = 310$ grades au lieu de 100 et 300.

Il n'y a donc pas à proprement parler de dissymétrie notable entre les durées d'application des torsions dans un sens et dans l'autre.

Nous avons effectué les calculs permettant de déterminer les efforts auxquels sont soumis le coulisseau et la manivelle. Il est en effet nécessaire que la manivelle soit très légère pour diminuer les forces d'inertie aux grandes fréquences, mais il faut aussi qu'elle soit suffisamment résistante pour éviter une rupture. Le calcul nous a conduit à un juste compromis.

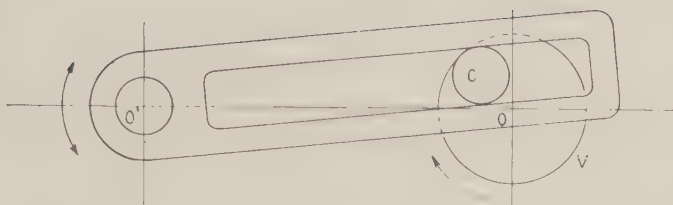


Fig. 1

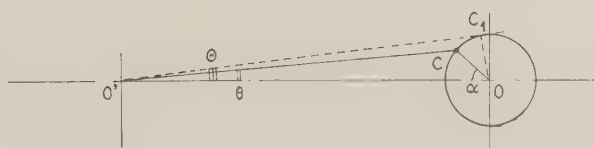


Fig. 2

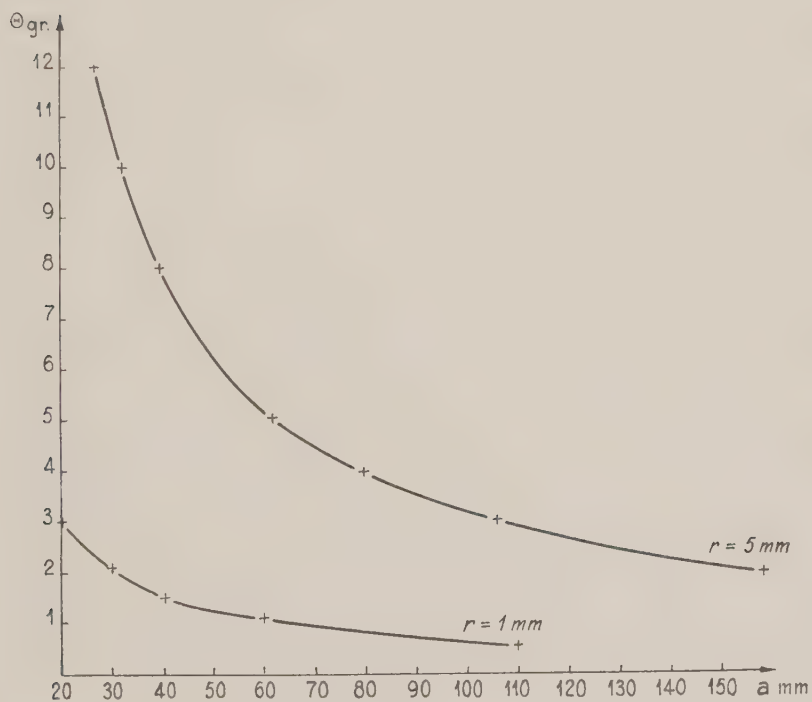


Fig. 3

DESCRIPTION DE LA MACHINE

La *figure 4* est une photographie de ce prototype de machine de fatigue.

La *figure 5* est le plan de la machine définitive qui est actuellement en cours de construction.

1° Production du mouvement circulaire uniforme.

a) MOTEUR.

Dans les déformations à fréquence élevée, il est à prévoir l'étude des vibrations stationnaires pour une valeur bien déterminée de la fréquence.

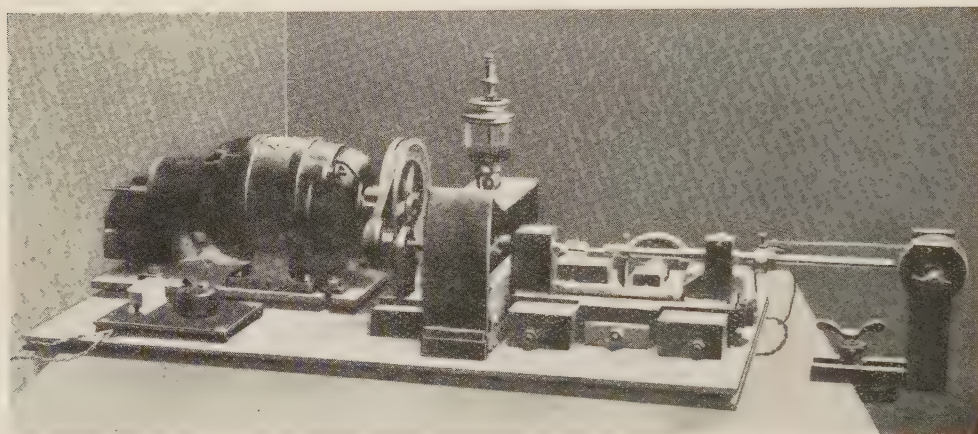


Fig. 4. — Prototype de la machine de fatigue

Il est donc nécessaire que le moteur d'entraînement ait une vitesse réglable avec grande facilité et susceptible de rester constante malgré les variations du travail demandé. Nous utilisons un moteur Séguin à régulateur capable de tourner entre 1 000 et 6 000 tr/mn. La puissance de 1/2 CV s'est révélée nécessaire pour l'obtention des très grandes vitesses.

b) TRANSMISSION.

Le mouvement de rotation est transmis à l'arbre O par une courroie trapézoïdale. Dans le cas des grandes vitesses la poulie montée sur le moteur a un diamètre de 160 mm et celle montée sur l'axe O un diamètre de 26 mm. Cette transmission par courroie nous a donné toute satisfaction; la même courroie a servi pour tous nos essais. Cette courroie travaille cependant à une très grande vitesse linéaire (25 m/s pour une vitesse du moteur de 3 000 tr/mn) et absorbe donc une puissance importante, ce qui constitue un défaut de cette transmission. Le glissement de la courroie sur les poulies est nul et le compte-tours peut donc être branché sur le moteur.

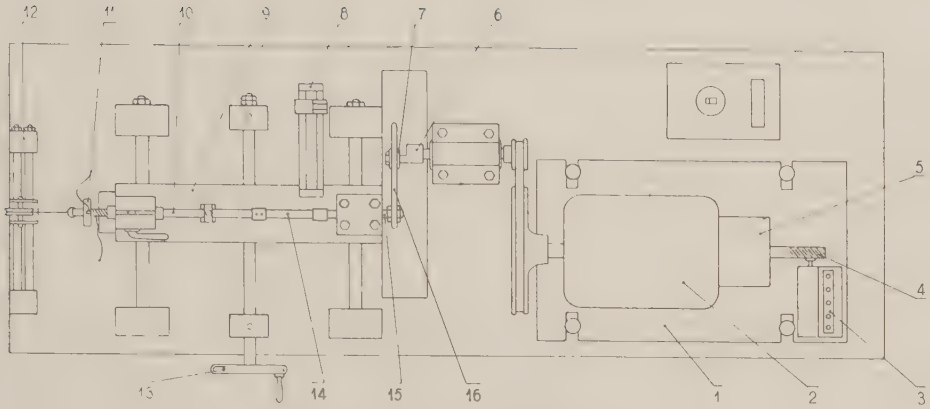


Fig. 5. — Schéma de la machine
(Encombrement : $100 \times 40 \times 35$)

1. Plaque support du moteur; 2. Moteur; 3. Compte-tours; 4. Réducteur; 5. Régulateur de vitesse;
6. Axe de rotation uniforme; 7. Coulisseau; 8. Support pour essais de flexion; 9. Chariot mobile;
10. Tige coulissante fixe en rotation; 11. Interrupteur; 12. Système de tension des éprouvettes;
13. Manivelle de commande du chariot; 14. Éprouvette; 15. Axe de rotation alternée; 16. Manivelle à coulisse

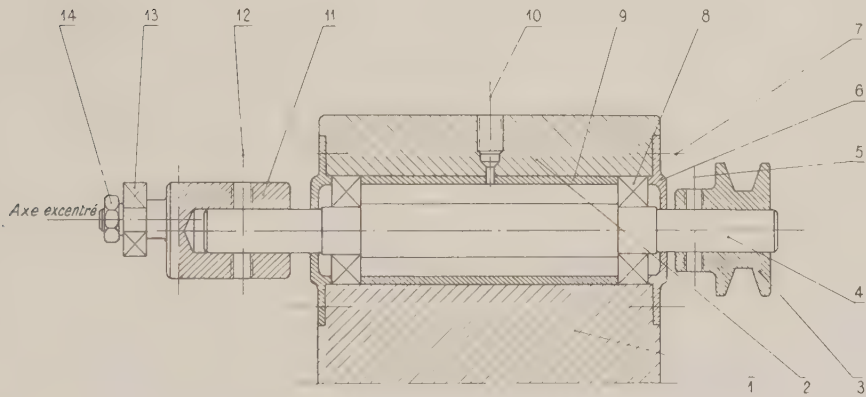


Fig. 6

1. Corps du palier; 2. Chapeau du palier; 3. Poulie de commande; 4. Axe de rotation uniforme;
5. Vis de blocage; 6. Plaquette de serrage des roulements; 7. Vis de serrage; 8. Roulement $12 \times 28 \times 8$;
9. Bague entretoise; 10. Graisseur; 11. Volant à axe excentré; 12. Vis de blocage;
13. Roulement $6 \times 19 \times 6$; 14. Écrou de blocage du roulement

Un grand perfectionnement serait d'entraîner directement l'arbre de rotation uniforme par un moteur à régulation électronique disposé dans le prolongement de cet arbre. Mais il n'existe pas actuellement de moteurs électriques suffisamment rapides qui puissent fonctionner en service continu.

c) ARBRE A MOUVEMENT DE ROTATION UNIFORME.

Cet arbre est monté sur deux roulements à billes solidement encastrés dans un palier massif. Sur la *figure 6* on distingue le mode de montage qui nous a permis d'éliminer tout jeu longitudinal. Ce dispositif a également été utilisé pour le palier de l'arbre oscillant.

d) ENREGISTREMENT DU NOMBRE D'ALTERNANCES.

Le compte-tours, avec remise automatique à zéro, est relié à l'arbre du moteur par l'intermédiaire d'un réducteur 50 — 1. Ceci nous permet de limiter la vitesse de rotation du compte-tours, et d'enregistrer un plus grand nombre d'alternances. L'ensemble moteur-compte-tours est monté sur un socle indépendant de celui de la machine. Nous avons ainsi la possibilité d'agir sur la tension de la courroie et de disposer des amortisseurs en caoutchouc entre la machine et le groupe moteur.

2° Transformation du mouvement circulaire uniforme en circulaire alternatif.

La mise au point de ce mécanisme a été longue et délicate car il faut éliminer tout jeu entre le coulisseau et la manivelle à coulisse. Sinon, l'essai de fatigue en torsions alternées se transforme en un essai aux chocs répétés beaucoup plus nuisible à l'éprouvette et à la machine elle-même qui devient alors le siège de vibrations importantes.

a) COULISSEAU.

Sur l'arbre 4 est emmanché et fixé un volant 11 qui porte un axe excentré parallèle à l'axe de rotation (*fig. 6*). L'usinage de cette pièce doit être fait avec grande précision pour obtenir un parallélisme rigoureux de ces deux axes. Le coulisseau proprement dit est constitué par un petit roulement à billes convenablement choisi pour résister aux efforts imposés par la manivelle. Cet arbre, qui tourne à de très grandes vitesses, doit être soigneusement équilibré. Notons qu'il y a intérêt à réduire au minimum la longueur du volant afin de diminuer les efforts de flexion rotative sur l'arbre à l'encastrement au niveau du roulement, ces efforts étant proportionnels à la distance entre le coulisseau et le roulement du palier. L'expérience nous a montré qu'une trop grande valeur de cette distance amenait la rupture d'arbres ayant 10 mm de diamètre.

b) MANIVELLE.

La manivelle à coulisse qui a la forme et les dimensions auxquelles nous a conduit le calcul est réalisée en alliage léger à haute résistance (T 60). L'écartement des deux branches est égal au diamètre du coulisseau avec quelques microns de jeu; cet écartement de 19 mm est assez important et augmente malheureusement le moment d'inertie de la partie oscillante.

L'ensemble de ce mécanisme est placé dans un carter étanche. La lubrification est assurée par des gouttes d'huile de vaseline tombant à cadence réglable d'un réservoir à pointeau. Sur la *figure 7* nous distinguons nettement le coulisseau et la manivelle, la partie supérieure du carter étant enlevée.

L'étude stroboscopique du mécanisme nous a montré que l'huile pulvérisée par le choc de la goutte sur la manivelle se répandait sur tout le mécanisme. Cette étude nous a également montré que le roulement tourne régulièrement et que le frottement acier trempé-alliage léger s'en trouve notablement diminué. Il ne se produit pas d'échauffement excessif. L'expérience a montré qu'une manivelle pouvait être utilisée pendant deux cents millions d'alternances sans jeu appréciable. La construction et le rempla-

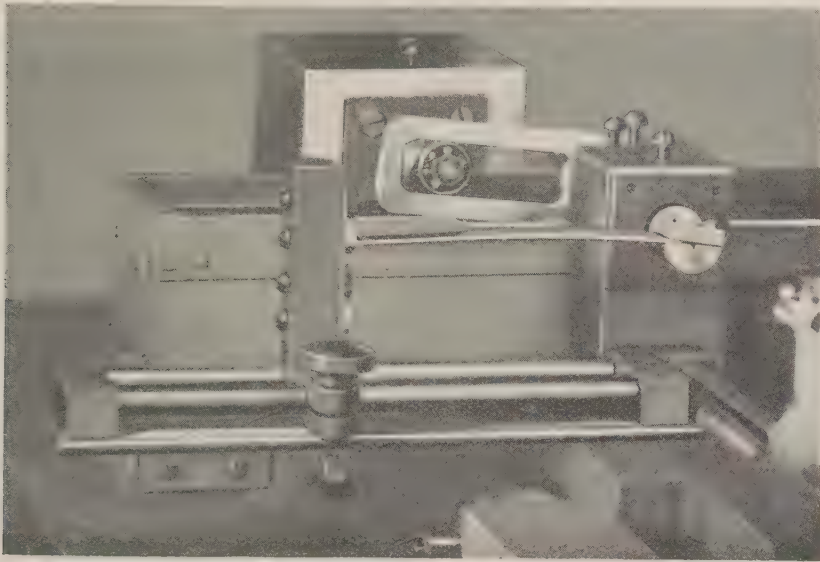


Fig. 7. — Détail du mécanisme manivelle-coulisseau

cement de cette pièce sont d'ailleurs suffisamment simples pour qu'il n'y ait pas là un inconvénient. La machine possède d'ailleurs un jeu de manivelles de diverses longueurs, la distance a pouvant varier entre 22 et 150 mm.

3° Dispositif de variation de l'amplitude de la torsion Θ .

Cette partie de la machine comporte un chariot monté sur glissières cylindriques. L'ensemble du système de fixation de l'éprouvette doit en effet pouvoir se déplacer pour faire varier la distance a des axes O et O' , et par suite l'amplitude Θ . Le mouvement de ce chariot est commandé par un système vis-écrou et il peut être effectué pendant la marche de la machine. Cette machine peut facilement être adaptée pour effectuer des essais de fatigue sous charge progressive. En entraînant d'un mouvement de rotation uniforme la vis qui commande le déplacement du chariot, nous avons une variation de l'angle de torsion (ou de la contrainte) en fonction du temps dont la représentation graphique est donnée par la courbe de la *figure 3*. Dans la plupart des essais de fatigue

sous charge progressive la contrainte est une fonction linéaire du temps et nous avons ici un moyen simple de mener à bien des essais où la contrainte augmente d'autant plus vite qu'elle est plus élevée.

La distance des deux axes est mesurée à l'aide d'un index qui se déplace sur un réglet. L'étalonnage des angles de torsion Θ en fonction de la position du chariot déterminé sur ce réglet a été effectué par la méthode de Poggendorf, car les courbes de la *figure 3* ne conviennent que pour des excentremets rigoureusement égaux à 1 et 5 mm.

Sur ce chariot sont disposées deux poutres entre lesquelles est fixée l'éprouvette.

4° Arbre oscillant et dispositifs de fixation de l'éprouvette.

a) ARBRE OSCILLANT.

L'ensemble oscillant « manivelle-arbre » doit être allégé au maximum pour diminuer les forces d'inertie. L'arbre est construit en duralumin ainsi que la couronne de fixation de la manivelle sur cet arbre. Cet arbre est monté sur roulements à billes dans un palier massif vissé et soudé à l'arc électrique au chariot.

Sur les figures on distingue le grand volume libre qui a été laissé autour de l'éprouvette. Nous avons ainsi la possibilité de disposer autour de celle-ci soit un petit four cylindrique pour les essais à température donnée, soit un dispositif d'isolement thermique ou de refroidissement.

La longueur utile des éprouvettes est de 100 mm au maximum sur le prototype. Sur le modèle actuellement en construction cette longueur est portée à 150 mm.

b) DISPOSITIF POUR LES ESSAIS DE FILS.

Le mandrin est emmanché à force dans l'arbre oscillant qui est dans ce cas alésé; la fixation est faite au moyen d'une goupille. Nous avons dû effectuer de nombreux



Fig. 8

essais avant de trouver le type de mandrin léger et résistant susceptible de serrer suffisamment les fils sans les abîmer. Nous avons, en définitive, adopté un mandrin démontable à quatre mors dont le serrage est assuré par un chapeau à quatre pans (*fig. 8*). Ce dispositif a l'avantage de serrer le fil dans une position bien déterminée, les mors restant fixes lors du blocage du chapeau.

c) DISPOSITIF POUR LES ESSAIS DE BANDES EN TORSIONS ALTERNÉES.

Ce dispositif est représenté sur la *figure 9*. Il rappelle les mâchoires d'un petit étau et est usiné dans l'extrémité de l'arbre oscillant. L'éprouvette est immédiatement centrée grâce à un trou de 3 mm au travers duquel passera une des vis de serrage. Ce

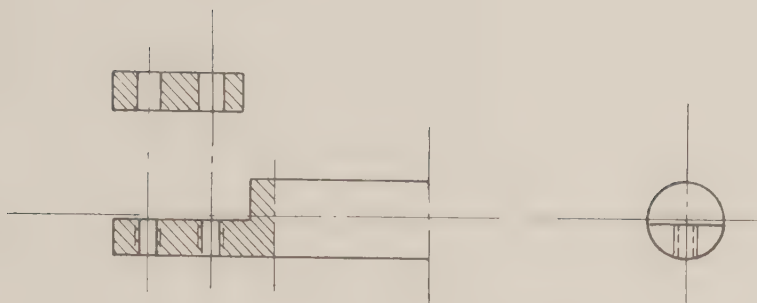


Fig. 9

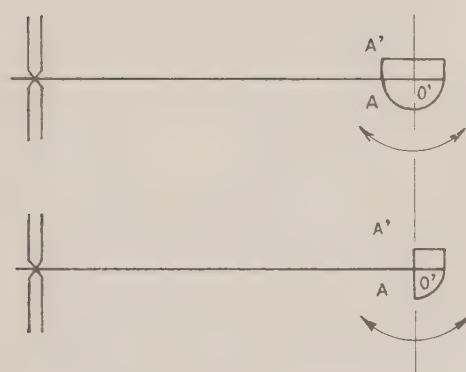


Fig. 10

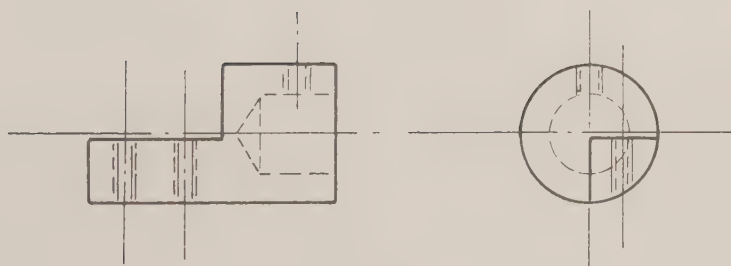


Fig. 11

mode de serrage est stable aux vibrations et nous n'avons jamais observé de desserrage en cours d'essai. Il faut remarquer que l'axe de torsion ne passe rigoureusement par la fibre neutre que dans le cas d'une bande de 1 mm d'épaisseur.

d) DISPOSITIF POUR LES ESSAIS DE BANDES EN FLEXIONS ALTERNÉES.

Le dispositif précédent ne peut pas convenir pour les éprouvettes qui seront disposées perpendiculairement à l'axe oscillant pour des essais en flexions alternées. Sur la *figure 10* (dessin du bas), nous voyons en effet que l'axe O' de la rotation alternée doit coïncider rigoureusement avec la limite de l'encastrement AA' . Si l'éprouvette était fixée comme l'indique le dessin du haut, elle subirait des pliages successifs qui entraîneraient rapidement la rupture à l'encastrement.

Le dispositif adopté est représenté sur la *figure 11*. Il est constitué par un manchon fixé sur l'arbre oscillant. L'éprouvette de 1 mm d'épaisseur est serrée sur une longueur de 10 mm.

Nous reviendrons dans un chapitre ultérieur sur la forme à donner à ces éprouvettes de flexion (p. 27).

5° **Arbre coulissant permettant l'arrêt automatique de la machine à la rupture de l'éprouvette.**

Lorsqu'une extrémité de l'éprouvette subit des torsions alternées, l'autre doit rester fixe en rotation mais pouvoir s'écarter brusquement lorsque l'éprouvette se rompt. Nous avons réalisé ce dispositif de la manière suivante.

Le second mandrin (ou la seconde tête de serrage pour les bandes) est solidaire d'une tige disposée dans l'axe de l'arbre oscillant. Cette tige est guidée par un manchon en bronze à l'intérieur duquel elle peut coulisser. Cette tige est maintenue fixe en rotation par une béquille dont l'extrémité inférieure est guidée par une glissière cylindrique parallèle à l'axe de torsion fixée au chariot entre les deux poupées de la machine.

Cette tige coulissante peut être bloquée dans une position quelconque suivant la longueur de l'éprouvette. On peut également régler la béquille de façon à ce que les torsions soient appliquées, soit d'un angle $-\Theta$ à un angle $+\Theta$, soit de 0 à 2Θ , soit de α à $\alpha + 2\Theta$.

Sur cette tige est fixée l'une des vis platinée de l'interrupteur, l'autre étant solidaire du chariot. Lorsque la tige coulisse par suite de la rupture de l'éprouvette, l'ouverture du circuit actionne un relais électromagnétique qui arrête le moteur automatiquement. Ce dispositif est nettement visible sur la *figure 4*.

Le déplacement de cette tige est obtenu par un système de rappel par contrepoids. Ceci nous permet également d'appliquer le cas échéant une traction constante sur les fils en même temps que nous les soumettons aux efforts de torsion alternée.

Dans toutes ces réalisations nous avons été constamment guidé par le souci de simplicité et ces mécanismes ont toujours parfaitement fonctionné. Un fonctionnement régulier de tous les dispositifs est en effet indispensable dans ces essais de longue durée dans lesquels la présence de l'expérimentateur doit être réduite au minimum.

6° Support-encastrement fixe pour les essais de tôle en flexions alternées.

Sur le cliché de la *figure 12* on distingue nettement la façon dont est encastrée l'extrémité fixe de l'éprouvette disposée pour un essai en flexions alternées.

Ce support, solidaire du chariot, peut coulisser sur deux glissières cylindriques, ce qui permet d'utiliser des éprouvettes de diverses longueurs. Le niveau de l'encastrement est également réglable par rapport au niveau de l'axe de torsion.

Cette machine est de construction massive et toutes les précautions ont été prises pour éviter les desserrages des boulons et écrous. Son socle repose sur une table par

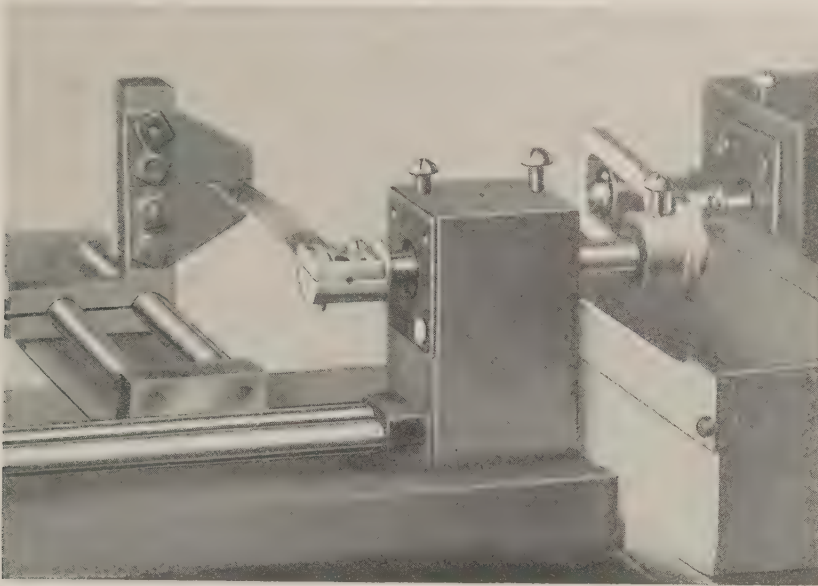


Fig. 12

l'intermédiaire de gros blocs en caoutchouc-mousse qui absorbent pratiquement toutes les vibrations. Jusqu'à 12 000 tr/mn le fonctionnement en est assez silencieux.

Cette machine qui a demandé plusieurs mois de mise au point fonctionne régulièrement depuis plus de trois ans sans qu'aucun incident de marche ne nous ait obligé à apporter de nouvelles modifications à la réalisation du mécanisme « manivelle-coulisseau » qui en constitue la partie essentielle et la plus originale.

LA TORSION ALTERNÉE

Les essais de fatigue par torsions alternées sont à l'heure actuelle fréquemment utilisés dans les laboratoires de recherches tout en restant encore moins usités que les essais en « traction-compression », ou surtout que les essais en flexion rotative.

Dans l'ouvrage très complet « *La Fatigue des Métaux* », de M. CAZAUD [1], on trouve la description des principales machines utilisées et les caractéristiques des éprouvettes. Les éprouvettes de torsion alternée sont en général des cylindres de révolution dont le diamètre varie dans de grandes proportions; certaines machines ont même été conçues pour essayer uniquement les fils [2]. Pour notre part, durant la mise au point de notre machine, nous avons également utilisé des fils, ce qui permettait la fabrication facile de nombreuses éprouvettes.

Cependant le but essentiel de nos recherches n'était pas de déterminer les limites de fatigue de divers métaux, mais de rechercher sous quels aspects la fatigue pouvait se présenter à notre observation par l'étude des variations des propriétés mécaniques (dureté et frottement interne) et par l'étude des modifications de l'architecture cristalline par examens radiographiques ou microscopiques. A ce dernier point de vue l'emploi d'éprouvettes à section droite circulaire est incommode car les microscopes métallographiques ont une profondeur de champ très faible. Nous avons utilisé dans notre étude des éprouvettes lamellaires découpées dans des tôles. La répartition des contraintes dans de telles éprouvettes est aussi bien connue que dans les fils, surtout lorsque l'épaisseur est petite par rapport à la largeur. La préparation de ces bandes ne demande qu'un usinage minime et il est donc facile d'en préparer un grand nombre.

Les faces de l'éprouvette constituent de vastes champs d'observations aussi bien à l'échelle macroscopique qu'à l'échelle microscopique. Nous pourrions ainsi suivre l'action de la fatigue sur les joints de grain, les modifications intra ou périgranulaires, la propagation des fissures, etc.

LES ÉPROUVETTES UTILISÉES ET LEURS CONTRAINTES PAR TORSION

1. — Description.

Les éprouvettes sont des bandes de métal de 10 mm de large, prélevées directement dans des tôles qui ont en général une épaisseur de 1 mm.

Nous adopterons les notations suivantes (*fig. 13*) :

e est l'épaisseur de la tôle;

l est la largeur de la bande;

L est la longueur de la partie subissant les torsions alternées.

La longueur totale de l'éprouvette est $L + 20$ mm, chaque extrémité étant serrée dans les mâchoires de fixation sur une longueur de 10 mm. Un trou de 3 mm de diamètre

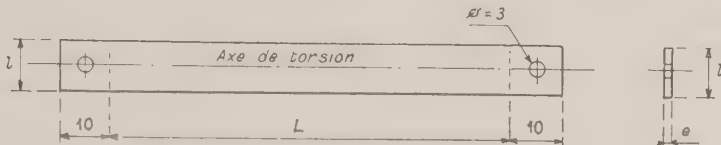


Fig. 13

permet le passage de la vis de serrage qui facilite la mise en place correcte de l'éprouvette, l'axe de torsion coïncidant alors avec l'axe de la lame.

Les longueurs L ont varié entre quelques millimètres (nous avons alors de véritables micro-éprouvettes) et 100 mm.

2. — Les contraintes.

La théorie de l'élasticité indique qu'en chaque point de la section droite le système des contraintes appliquées est un couple de contraintes de cisaillement rectangulaires de valeurs égales :

τ_{yz} , contrainte *longitudinale* parallèle à l'axe de torsion;

τ_{zy} , contrainte *transversale* (*fig. 14*).

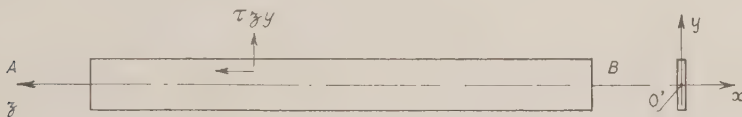


Fig. 14

La méthode de l'analogie de membrane [3] permet de déterminer facilement la grandeur de la contrainte transversale (*fig. 15*).

Ces contraintes de cisaillement croissent linéairement du centre à la surface de l'éprouvette. Quand l'épaisseur est faible par rapport à la largeur elles sont constantes à la surface de l'éprouvette, sauf sur les bords. Leur valeur à la surface où elles sont maxima est donnée par la formule :

$$(1) \quad \tau_{\max} = K \cdot G \cdot \frac{\Theta}{L} e,$$

expression dans laquelle :

G est le module de glissement;

Θ est l'amplitude de la torsion alternée;

K est un facteur numérique fonction du rapport $\frac{l}{e}$ et dont les diverses valeurs sont données dans le tableau suivant :

$\frac{l}{e}$	3	4	5	10	∞
K	0,985	0,997	0,999	1	1

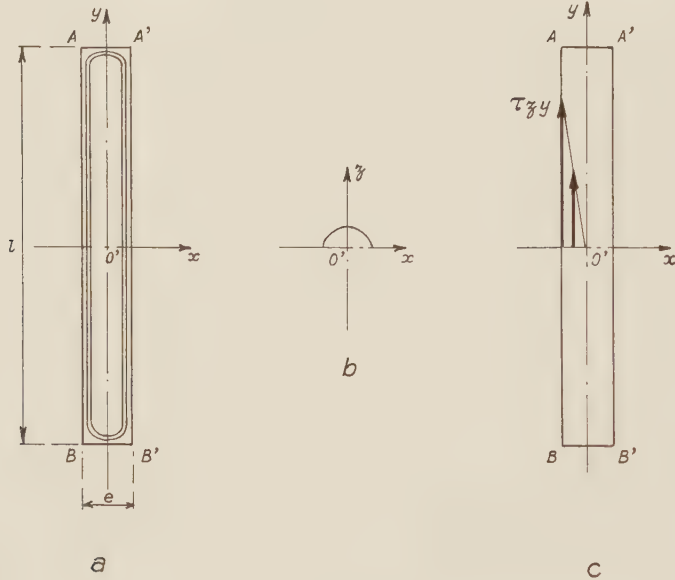


Fig. 15

Nous utiliserons donc tout simplement dans nos applications numériques la formule suivante :

$$(2) \quad \tau_{\max} = G \cdot \frac{\Theta}{L} e.$$

Rappelons que les plans de section principale sont à 45° des contraintes de cisaillement. Le cercle de Mohr relatif au système des contraintes en un point de la tôle est centré à l'origine (fig. 16). Les contraintes normales sont égales aux contraintes tangentielles.

Erreurs dans les mesures.

L'épaisseur de la lame est mesurée à l'aide d'un palmer et l'épaisseur d'une tôle de 10/10 de mm varie facilement de 1/100 de mm entre les points distants de quelques centimètres. L'erreur relative est donc de l'ordre de 1 %.

L'erreur sur la longueur L mesurée au pied à coulisse est de $1/10$ de mm. L'erreur relative est donc négligeable en général (ex. : $2/1\ 000$ pour une éprouvette de 50 mm).

L'erreur sur Θ est également négligeable. On mesure Θ par la méthode de Poggen-dorf (erreur absolue : $1/4\ 000$ de radian). Pour une amplitude de 10 grades l'erreur relative est de $1,5/1\ 000$ (pour les petites amplitudes cette erreur est plus importante : 1,5 % pour 1 grade).

L'erreur la plus importante provient de G . Nous avons pris les valeurs du module de glissement utilisées le plus couramment. Il aurait fallu en toute rigueur déterminer

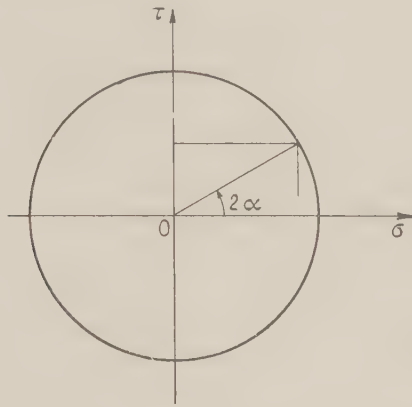


Fig. 16

cette caractéristique pour chaque tôle utilisée et pour chaque direction dans laquelle nous avons prélevé des éprouvettes. Le module de cisaillement G est en effet, dans une certaine mesure, fonction de l'angle que fait l'axe de l'éprouvette avec la direction de laminage. G dépend également beaucoup du degré d'écrouissage du métal.

La formule (2) n'est valable de toute façon que pour des contraintes inférieures à la limite élastique en torsion du matériau utilisé. Nous l'avons cependant appliquée dans tous les cas afin d'avoir un moyen de référence et de comparaison entre les divers essais.

LA FLEXION ALTERNÉE

Pour les essais de fatigue par flexion plane de nombreux dispositifs ont été réalisés. La description des principaux essais utilisés est faite dans l'ouvrage « *La Fatigue des Métaux* » [1].

L'essai que nous avons adopté diffère de l'essai classique tel qu'il est effectué par exemple sur la machine Schenck. Dans cet essai classique une extrémité étant



Fig. 17

encastrée (*fig. 17*) l'autre est entraînée par un dispositif quelconque suivant un mouvement alternatif. L'inertie du mécanisme ne permet pas d'atteindre des fréquences élevées.

DESCRIPTION DE L'ESSAI

Dans l'essai que nous avons utilisé et dont nous avons donné le schéma sur la *figure 10*, l'extrémité maintenue dans l'encastrement oscille autour de l'axe

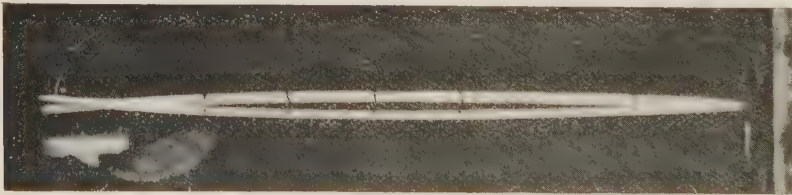


Fig. 18

de torsion alternée tandis que l'autre extrémité pivote entre les deux appuis taillés en biseau de l'encastrement fixe. Sur la *figure 18* nous montrons une telle éprouvette photographiée aux deux positions extrêmes de la flexion.

Indiquons que le déplacement longitudinal de l'extrémité de l'éprouvette dans l'encastrement fixe est négligeable. Ce glissement entre les mâchoires de serrage est dû à la différence entre la longueur de l'arc qui représente la ligne déformée de la poutre dans la position de flexion maximum et la longueur de la poutre non fléchie. C'est ainsi que pour une éprouvette de 60 mm de longueur ayant une flèche de 1 mm, ce déplacement est inférieur à 5/100 de mm.

DÉFORMATIONS ET CONTRAINTES

Nous allons étudier par le calcul la déformation de l'éprouvette et rechercher la répartition des contraintes auxquelles elle est soumise.

La *figure 19* représente l'éprouvette au maximum de la flexion et fixe les axes de référence et les notations utilisées.

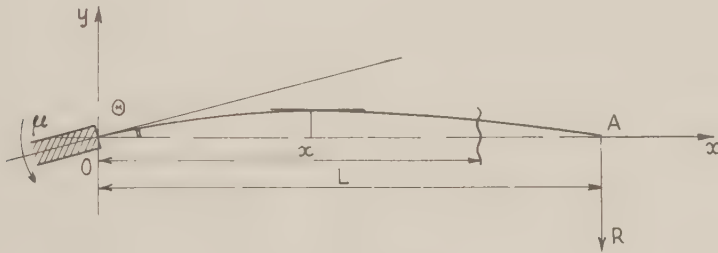


Fig. 19

En Résistance des Matériaux on admet que l'équation différentielle de la fibre moyenne déformée d'une pièce prismatique est donnée par la formule approchée :

$$(3) \quad \frac{d^2 y}{dx^2} = \frac{M}{EI}.$$

1° Cas d'une éprouvette de largeur constante l .

Nous allons, en intégrant l'équation (3), déterminer l'équation de la ligne élastique et la flèche.

Désignons par R la réaction de l'appui fixe et par μ le couple de torsion. Entre ces deux quantités nous avons la relation :

$$(4) \quad \mu = -RL.$$

Le moment fléchissant dans une section d'abscisse x a pour valeur :

$$(5) \quad M = R(L - x) = -\frac{\mu}{L}(L - x)$$

et l'équation (3) s'écrit donc :

$$EIy'' = -\frac{\mu}{L}(L-x).$$

Par intégration entre l'origine et x cette équation devient :

$$(6) \quad EI(y' - \Theta) = \frac{\mu}{2L}(L-x)^2 - \frac{\mu L}{2}$$

(le moment d'inertie I est constant et égal à $\frac{le^3}{12}$ puisque la largeur l et l'épaisseur e sont constantes).

Intégrons une nouvelle fois entre 0 et L puisque y s'annule pour ces deux valeurs de x :

$$EI \left| y - \Theta x \right|_0^L = \frac{\mu}{2L} \left| -\frac{(L-x)^3}{3} - L^2 x \right|_0^L,$$

ce qui détermine μ :

$$(7) \quad \mu = 3EI \frac{\Theta}{L}.$$

En reportant cette valeur de μ dans l'équation (6) que l'on intègre alors entre 0 et x nous obtenons l'équation de la ligne élastique :

$$(8) \quad y = \frac{\Theta}{2}(L-x) \left[1 - \frac{(L-x)^2}{L^2} \right].$$

Nous arrivons donc à un résultat important : l'équation de la ligne élastique, et par suite la flèche, est indépendante de la nature du matériau utilisé et des dimensions de la section droite de la poutre.

Ceci se vérifie facilement avec des lames ou des tiges de métaux différents : fer, aluminium, cuivre.

Pour un même angle Θ et une même longueur L de l'éprouvette nous observons la même ligne élastique.

Nous pouvons déterminer l'abscisse de la flèche et la valeur de celle-ci. Annulant y' dans l'équation (6) nous obtenons :

$$x = \frac{L}{\sqrt{3}}(\sqrt{3} - 1) = 0,4226 L.$$

Le maximum de y se produit donc du côté de la tête oscillante et la flèche est :

$$y_{\max} = 0,385 \frac{\Theta}{2} L.$$

Des vérifications expérimentales effectuées par la photographie et surtout à l'aide d'un viseur à micromètre nous ont montré que la déformation était bien maximum à l'abscisse prévue mais que cette flèche observée était légèrement inférieure à la flèche calculée.

Les contraintes maxima (contraintes normales de tension ou de compression suivant la face considérée) se produisent à la surface de l'éprouvette. Leur valeur est donnée par la formule bien connue :

$$(9) \quad \sigma = -\frac{Mc}{2I}.$$

I et c étant constants on voit que les contraintes varient comme M. Or, M varie linéairement de O à A, et les contraintes sont donc maxima à l'encastrement oscillant. De telles éprouvettes ne présentent pas d'intérêt au point de vue de la fatigue car les perturbations sont surtout importantes dans cette zone et la rupture se produit toujours au ras de l'encastrement.

2° Cas du solide d'égale résistance.

Nous allons donc rechercher la forme qu'il convient de donner aux éprouvettes pour que les contraintes soient les mêmes en tous les points de la surface, l'épaisseur de la tôle étant constante.

La quantité $\sigma = -\frac{Mc}{2I}$ doit être constante; il en résulte d'ailleurs une simplification de l'équation (3) :

$$\frac{d^2 y}{dx^2} = -\frac{2\sigma}{eE}.$$

Une première intégration entre 0 et x donne :

$$y' = \Theta - \frac{2\sigma}{eE} x.$$

Une seconde intégration entre 0 et L conduit à :

$$0 = \Theta L - \frac{\sigma}{eE} L^2,$$

ce qui détermine la grandeur de la contrainte :

$$(10) \quad \boxed{\sigma = \frac{\Theta eE}{L}}.$$

L'intégration entre 0 et x donne l'équation de la ligne élastique :

$$(11) \quad y = \frac{\Theta}{L} x (L - x).$$

La ligne élastique est donc une parabole.

Déterminons la variation de la largeur z de l'éprouvette en fonction de x .

Le moment d'inertie s'écrit $I = \frac{ze^3}{12}$; le moment fléchissant dans la section d'abscisse x est M :

$$M = -\frac{\mu}{L} (L - x).$$

Le rapport :

$$\sigma = -\frac{Me}{2I} = \frac{6\mu}{Le^2} \frac{L-x}{z}$$

est constant lorsque $\frac{L-x}{z}$ est constant :

$$z = K (L - x).$$

Puisque à l'encastrement oscillant la largeur de l'éprouvette est l pour $x = 0$, $k = \frac{l}{L}$, donc :

$$(12) \quad \boxed{z = \frac{l}{L} (L - x)},$$

ce qui conduit à prendre une éprouvette triangulaire dont la pointe sera prise dans l'encastrement fixe. Le couple appliqué à l'encastrement oscillant est alors :

$$\mu = \frac{E \Theta e^3 l}{6 L}.$$

EFFETS DE L'INERTIE

Les calculs précédents se rapportent à la flexion statique. Dans les déformations alternées que nous utilisons, il faut en principe tenir compte des forces d'inertie normales à la lame qui créent une flexion supplémentaire. Mais le calcul montre qu'avec les dimensions adoptées pour nos éprouvettes ces efforts supplémentaires sont faibles tant que la fréquence des oscillations ne dépasse pas 6 000 par minute.

Effectivement, nous avons constaté que les flèches en flexion statique et en flexion dynamique restent égales dans nos essais où nous sommes loin des conditions de résonance.

FORME DE L'ÉPROUVETTE

Pratiquement on ne peut pas réaliser une éprouvette de largeur nulle à l'extrémité A. L'éprouvette que nous avons utilisée (*fig. 20*) a la forme la plus voisine possible de la poutre d'égale résistance. Elle se rapproche beaucoup de l'éprouvette utilisée pour des essais de flexion alternée au Laboratoire du Bâtiment et des Travaux publics [4].

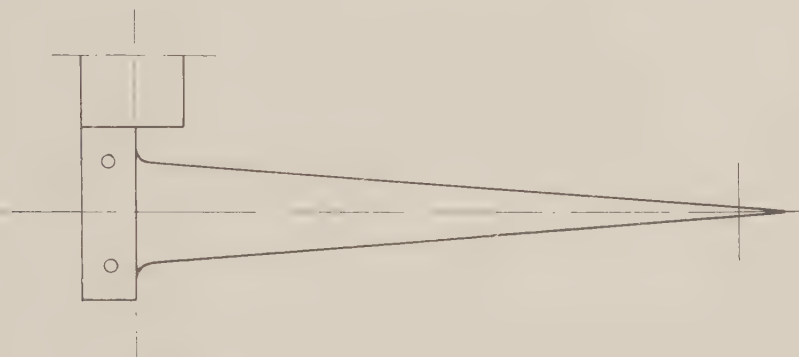


Fig. 20

L'expérience a montré que de telles éprouvettes ont très sensiblement une parabole comme ligne élastique. La rupture se produit dans une zone quelconque et les perturbations se produisent d'une manière assez uniforme à la surface des lames, ce qui est essentiel pour notre étude.

DEUXIÈME PARTIE

ÉTUDE EXPÉRIMENTALE

DE

L'ALUMINIUM

CHAPITRE IV

MANIFESTATIONS DE L'ANISOTROPIE DES TOLES D'ALUMINIUM DANS DES ESSAIS DE FATIGUE EN TORSION ALTERNÉE

CONDITIONS DE L'ESSAI

Nous avons utilisé pour ces essais deux tôles d'aluminium commercial (pureté 99,5 %) à l'état « demi-dur ». Les éprouvettes avaient pour dimensions $L = 40$, $l = 10$, $e = 1$ mm. L'amplitude de la torsion alternée étant $\Theta = 8$ grades, le taux de contrainte maximum, calculé en prenant $G = 2\,600$ kg/mm², est de 8,15 kg/mm². Ces essais ont donc été effectués sous un taux de contrainte nettement supérieur à la limite de fatigue.

On rappellera à cette occasion que les essais de fatigue de l'aluminium et des alliages légers doivent être menés beaucoup plus loin qu'avec les autres métaux. Le coude caractéristique de la courbe de Wöhler se produit en effet vers cent millions d'alternances alors qu'avec les autres métaux il se produit entre dix et trente millions d'alternances.

Les valeurs des limites de fatigue généralement admises pour l'aluminium pur sont les suivantes [5] :

3,5 kg/mm² à l'état recuit;

4,9 kg/mm² à l'état « demi-dur »;

5,6 kg/mm² à l'état écroui.

On ne précise d'ailleurs pas si cette limite de fatigue a été obtenue par des essais en flexion alternée rotative ou par des essais en torsion alternée. On sait en effet que la limite à la torsion alternée τ est beaucoup plus faible que la limite à la flexion alternée f , le rapport $\frac{\tau}{f}$ étant égal à 0,6 pour les métaux et alliages légers.

A la même référence [5] on donne comme résultat d'essais effectués à la torsion alternée sur des fils d'aluminium écroui une valeur $\tau = 6,2$ kg/mm².

Ce qui montre qu'il n'y a pas encore de données précises sur les limites de fatigue des métaux usuels.

RÉSULTATS OBTENUS

La *figure 21* montre la façon dont les éprouvettes ont été prélevées dans les tôles et définit l'orientation de celles-ci, l'orientation 0° correspondant à la direction du laminage. Nous avons essayé dix éprouvettes pour chaque direction et avons relevé les nombres d'alternances amenant la rupture de ces éprouvettes.

Les nombres obtenus sont donnés dans le tableau I (première tôle, vitesse de l'essai 9 000 tr/mn) et dans le tableau II (deuxième tôle, vitesse de l'essai 12 000 tr/mn).

On notera que la dispersion des résultats est plus faible que celle observée au cours d'essais de fils en torsions alternées. Dans le cas le plus défavorable nous trouvons en effet un rapport égal à 2 entre le nombre d'alternances le plus fort et le plus faible pour l'essai des dix éprouvettes dans des conditions analogues. Dans le cas des fils non recuits, ce même rapport est supérieur à 5.

La plus grande régularité dans la résistance des éprouvettes doit être due au fait que la section droite des bandes étant plus grande, l'influence des hétérogénéités du métal est moins importante que pour un fil.

Les courbes 2 des *figures 22* et *23* donnent la variation du nombre d'alternances avec l'orientation. Cette variation est très importante, la cassure se produisant suivant la vitesse de dix à vingt fois moins vite pour une éprouvette d'orientation 0° que pour une éprouvette d'orientation 45° ou $63^\circ 30'$. Cette mise en évidence de l'anisotropie est particulièrement sensible.

Nous avons recherché quelles différences donnerait l'essai de traction effectué dans des conditions analogues. Il est en effet bien connu que la charge de rupture, la limite élastique et l'allongement pour-cent d'une tôle ont des valeurs différentes suivant l'orientation avec laquelle les éprouvettes ont été prélevées dans la tôle. Cet essai nous a donné des différences de 10 % au maximum, la charge de rupture étant comprise entre 10 et 10,9 kg/mm². L'essai statique est donc beaucoup moins sensible que l'essai dynamique en torsions alternées.

FORME ET ASPECT DE LA CASSURE

La forme de la cassure est en général caractéristique de l'orientation. Nous aurons plus loin l'occasion d'étudier en détail la fissuration à l'échelle microscopique et à l'échelle macroscopique dans le cas de l'aluminium pur, mais nous pouvons dès à présent indiquer le résultat des premières observations faites au cours de ces essais.

Les éprouvettes prélevées dans le sens du laminage cassent fréquemment au ras de la tête oscillante.

Aux orientations $26^\circ 30'$, 45° et $63^\circ 30'$, nous obtenons des cassures en escalier qui suivent en moyenne la direction du laminage.

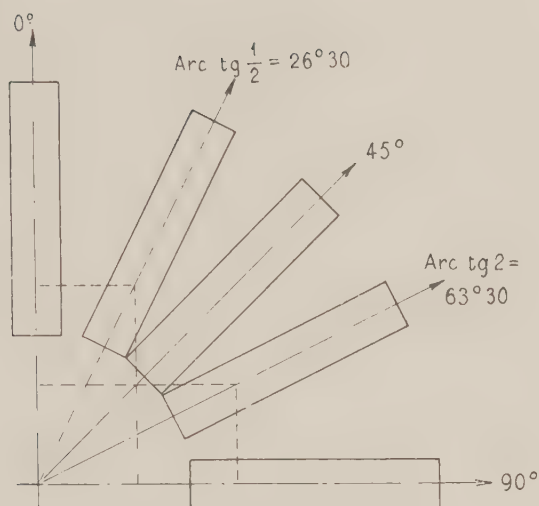


Fig. 21

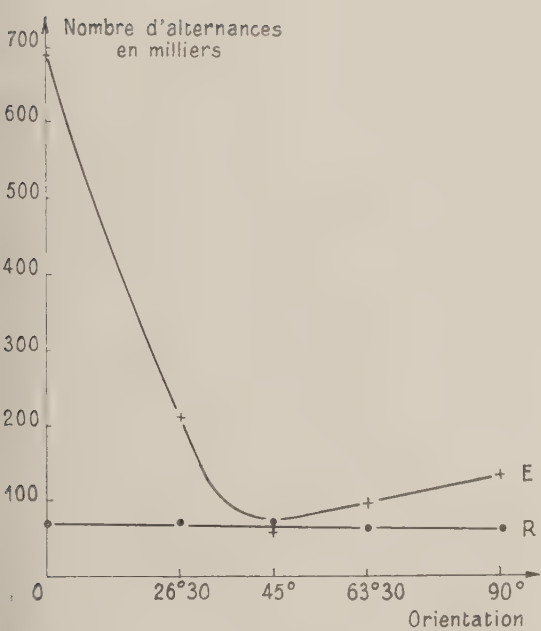


Fig. 22

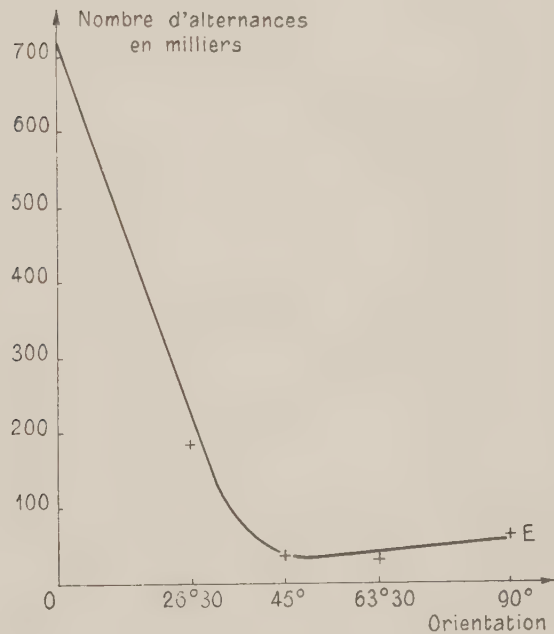


Fig. 23

TABLEAU I

Tôle n° 1 — État « demi-dur »

ORIENTATION	N°	NOMBRE D'ALTERNANCES	N°	NOMBRE D'ALTERNANCES	N MOYEN
0°	1	548 000	6	707 300	692 000
	2	807 000	7	658 000	
	3	704 500	8	716 700	
	4	593 000	9	670 400	
	5	835 000	10	680 100	
arc tg 1/2 = 26° 30'	1	284 700	6	174 000	204 600
	2	168 300	7	276 000	
	3	211 500	8	189 300	
	4	183 000	9	210 700	
	5	196 000	10	152 500	
45°	1	36 300	6	63 500	58 700
	2	57 400	7	74 000	
	3	75 900	8	51 000	
	4	47 800	9	62 800	
	5	64 000	10	54 300	
arc tg 2 = 63° 30'	1	75 000	6	78 700	94 500
	2	118 600	7	99 300	
	3	96 000	8	72 500	
	4	84 500	9	109 000	
	5	113 000	10	98 400	
90°	1	135 800	6	168 000	132 500
	2	121 300	7	103 000	
	3	129 100	8	128 400	
	4	158 600	9	126 700	
	5	101 000	10	153 100	

TABLEAU II

Tôle n° 2 — État « demi-dur »

ORIENTATION	N°	NOMBRE D'ALTERNANCES	N°	NOMBRE D'ALTERNANCES	N MOYEN
0°	1	535 000	6	803 000	713 000
	2	678 000	7	642 000	
	3	887 000	8	694 600	
	4	743 400	9	704 000	
	5	717 000	10	726 000	
arc tg 1 2 26° 30'	1	246 700	6	135 000	185 600
	2	168 000	7	217 300	
	3	168 150	8	155 000	
	4	190 700	9	180 600	
	5	223 000	10	171 400	
45°	1	36 000	6	24 250	35 200
	2	26 700	7	29 400	
	3	33 150	8	36 300	
	4	46 300	9	48 300	
	5	32 100	10	39 500	
arc tg 2 = 63° 30'	1	31 800	6	28 000	31 300
	2	24 200	7	49 500	
	3	30 500	8	25 400	
	4	27 600	9	38 500	
	5	33 000	10	24 600	
90°	1	88 200	6	49 300	61 000
	2	52 400	7	50 500	
	3	70 500	8	54 000	
	4	40 400	9	66 400	
	5	69 800	10	78 500	

Enfin, à l'orientation 90° , la cassure est droite et perpendiculaire à l'axe de torsion de l'éprouvette, et suit donc encore la direction du laminage.

La cassure a un aspect qui met en évidence le processus de fatigue. Sur la *figure 24* nous avons schématisé les trois zones que l'on observe après rupture. Les couches extérieures sont noircies et désagrégées par le frottement qui se produit entre elles au fur et à mesure que la fissuration progresse en profondeur. Au centre nous trouvons, au contraire, une zone claire correspondant à la rupture brusque qui se produit lorsque la section restée saine ne peut plus supporter le couple appliqué.

Parfois ces trois zones se séparent et la bande de métal a un aspect feuilleté. Cette structure stratifiée qui est caractéristique pour certaines tôles, doit prendre naissance au cours du laminage.

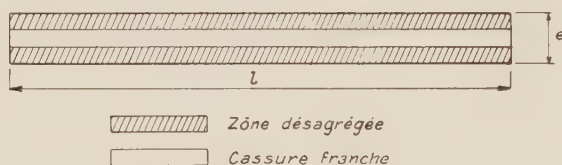


Fig. 24

ANNULATION DE CETTE ANISOTROPIE PAR UN TRAITEMENT DE RECUIT

Nous avons effectué un recuit d'éprouvettes prélevées dans la tôle n° 1 en les maintenant à 400° pendant une heure. Le tableau III donne les résultats de ces expériences qui ont comporté l'essai de cinq éprouvettes dans chaque cas. On remarque que la dispersion est beaucoup plus faible que dans les essais ci-dessus. La courbe R de la *figure 22* montre que l'anisotropie a complètement disparu.

La rupture se produit très rapidement parce que le taux de fatigue est beaucoup trop important pour le métal recuit.

Il est particulièrement intéressant de constater que la rupture du métal « demi-dur » d'orientation 45° se produit après un nombre d'alternances équivalent à celui qui entraîne la rupture de la même éprouvette à l'état recuit.

CAS DE L'ALUMINIUM RAFFINÉ

Poursuivant cette étude systématique de l'influence de l'état du métal sur la résistance dynamique, nous avons fait des essais avec une tôle d'aluminium raffiné obtenue au laboratoire par laminage à froid d'un bloc coulé.

L'épaisseur de la tôle ayant été ramené de 4 à 0,91 mm nous disposons d'un métal fortement écroui. Les éprouvettes ayant les mêmes autres dimensions que précédemment, et l'amplitude de la torsion étant la même, la contrainte de cisaillement maximum n'est plus que de $7,43 \text{ kg/mm}^2$. La rupture ne se produit qu'après un nombre plus grand d'alternances (contrainte plus faible, métal plus dur). Les expériences ont comporté l'essai de cinq éprouvettes dans chaque cas, à la vitesse de 7 500 tr/mn. Le tableau IV

TABLEAU III

Tôle n° 1 — État « recuit »

ORIENTATION	NUMÉRO	NOMBRE D'ALTERNANCES	N MOYEN
0°	1	77 400	72 000
	2	66 600	
	3	73 000	
	4	64 000	
	5	79 000	
arc tg 1/2 = 26° 30'	1	75 100	74 400
	2	72 000	
	3	81 000	
	4	64 200	
	5	79 700	
45°	1	78 500	71 500
	2	69 450	
	3	77 200	
	4	65 300	
	5	67 000	
arc tg 2 = 63° 30'	1	56 400	64 800
	2	67 700	
	3	62 000	
	4	71 300	
	5	66 600	
90°	1	55 000	61 700
	2	64 000	
	3	58 000	
	4	65 500	
	5	66 000	

TABLEAU IV

Aluminium raffiné

ORIENTATION	NUMÉRO de L'ÉPROUVETTE	MÉTAL ÉCROUI		E	MÉTAL RECUIT		R
		NOMBRE d'alternances	N MOYEN		NOMBRE d'alternances	N MOYEN	
0°	1	1 468 200	1 329 000		197 500	187 600	
	2	1 134 000			177 400		
	3	1 728 000			186 100		
	4	790 000			179 000		
	5	1 524 000			198 000		
26° 30'	1	721 800	825 000		189 600	184 000	
	2	928 800			178 200		
	3	643 000			181 400		
	4	885 300			183 100		
	5	946 000			187 700		
45°	1	286 500	330 000		198 600	182 200	
	2	214 000			176 800		
	3	474 300			183 500		
	4	288 000			174 000		
	5	387 200			178 100		
63° 30'	1	480 000	315 000		175 000	179 700	
	2	300 000			182 400		
	3	241 000			176 700		
	4	266 400			184 500		
	5	288 000			179 900		
90°	1	167 200	200 500		143 200	174 000	
	2	185 500			181 000		
	3	168 200			189 000		
	4	275 400			177 400		
	5	206 200			179 400		

donne les résultats dans le cas du métal écroui (colonne E) et dans le cas du métal recuit une heure à 400° (colonne R). Les courbes correspondantes sont tracées sur la *figure 25*.

On constate que la résistance minimum correspond maintenant à l'orientation 90°. Le recuit a, comme précédemment, fait complètement disparaître l'importante anisotropie.

En ce qui concerne la dispersion, on constate qu'elle augmente avec le degré d'écrouissage. Le rapport $\frac{N \text{ le plus fort}}{N \text{ le plus faible}}$ pour une série de cinq éprouvettes est égal à :

2,5 pour le métal très écroui;

2 pour le métal à l'état « demi-dur »;

1,2 pour l'aluminium recuit.

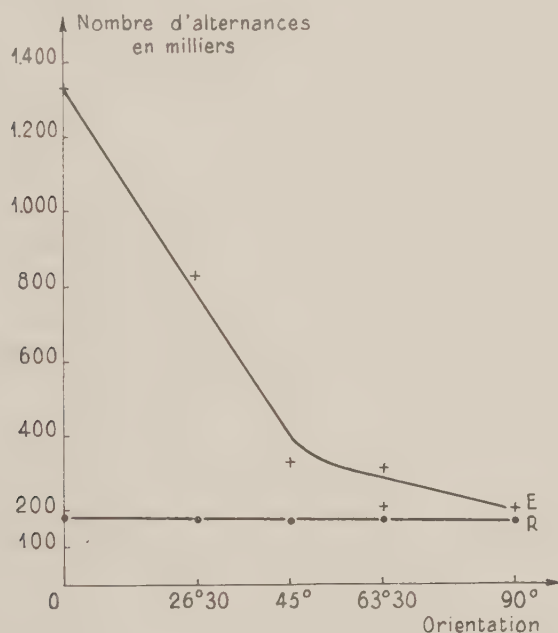


Fig. 25

Cette constatation bien connue a suggéré à certains auteurs [2] de tracer les courbes de Wöhler en effectuant les essais avec un métal recuit. Les courbes sont alors beaucoup plus régulières, mais elles ne correspondent pas à l'état normal du matériau dans son utilisation courante.

Ces résultats font apparaître des différences fondamentales dans le comportement de l'aluminium soumis à des efforts alternés. Il est donc intéressant d'étudier le phénomène de la fatigue à l'échelle cristalline pour rechercher quelle est l'influence des divers facteurs que nous avons mis en relief au cours de ces essais.

**ÉTUDE MÉTALLOGRAPHIQUE
DES MODIFICATIONS DE L'ÉTAT DE SURFACE
DES ÉPROUVETTES LAMELLAIRES
AU COURS DE L'ESSAI DE FATIGUE**

Cette méthode expérimentale qui s'est montrée si fructueuse consiste à suivre au microscope métallographique la progression de la fissuration ou de toute autre perturbation produite par les efforts alternés à la surface de l'éprouvette.

Cette technique assez délicate nécessite un poli parfait de la bande de métal avant l'essai. Ce travail a pu être mené à bien grâce aux procédés actuels de polissage électrolytique.

Le polissage électrolytique des éprouvettes d'aluminium a été effectué par la méthode Jacquet dans un bain contenant deux tiers d'anhydride acétique pur et un tiers d'acide perchlorique pur. La tension aux bornes étant maintenue à 30 V et la densité de courant étant de 4 A par dm^2 , l'épaisseur de métal enlevé est d'environ 1/100 de mm sur chaque face en quinze minutes. Nous avons d'ailleurs toujours enlevé la couche superficielle en faisant durer le polissage jusqu'à obtenir une diminution d'épaisseur de 1/100 de mm sur chaque face.

Des travaux récents [6] et [7] ont en effet montré qu'un polissage électrolytique ainsi poussé était suffisant pour faire apparaître le métal dans l'état où il se trouve à l'intérieur de la masse considérée. On élimine ainsi la pellicule superficielle beaucoup plus écrouie lors du laminage des tôles. Nous verrons d'ailleurs, au cours de l'étude des tôles de fer, la grande influence de cette couche sur la résistance mécanique du métal.

Les micrographies qui illustrent cette étude sont en général disposées de façon que la direction verticale soit celle de l'axe de torsion de l'éprouvette. On précise cette direction dans les cas où cette règle n'est pas observée.

Nous avons utilisé pour les micrographies prises avec éclairage sous incidence normale un microscope métallographique Nachet T.M. 67, et pour les micrographies prises avec éclairage sous incidence oblique ou rasante un microscope universel Nachet type H.X.S.

I. - MÉCANISME DE LA FATIGUE DU MÉTAL ÉCROUI

Les échantillons avec lesquels cette étude a été effectuée sont des plaquettes d'aluminium raffiné d'épaisseur 10/10 de mm environ, obtenues par laminage à 600 %, donc fortement écrouies (1).

Nous examinons d'abord en détail le comportement d'une éprouvette d'orientation 0°. Nous passerons plus rapidement sur le cas des autres orientations.

Comportement d'une éprouvette prélevée dans le sens du laminage. — Orientation 0°.

Étant donné la constance du phénomène nous avons choisi, pour l'expliquer, le cas d'une éprouvette soumise à un taux de contrainte de cisaillement maximum de valeur moyenne.

L'éprouvette examinée a pour dimensions :

$$L = 80, \quad l = 10, \quad e = 98/100 \text{ de mm.}$$

L'amplitude de la torsion alternée étant $\Theta = 10$ grades, l'application de la formule (2) donne $\tau_{\max} = 5 \text{ kg/mm}^2$ en prenant $G = 2\,600 \text{ kg/mm}^2$.

La vitesse de l'essai était de 6 000 tr/mn, soit 100 cycles par seconde.

Les premières observations ont été effectuées après 15 000, puis 45 000 et 100 000 alternances. A ce stade de l'essai aucune modification ne s'était produite.

A **200 000 alternances** nous voyons apparaître les amorces de ce que nous appellerons les « bandes de fatigue ». La micrographie de la *figure 26* montre que ces petites lignes ont, pour la plupart, la direction longitudinale.

Après **400 000 alternances**, sur une micrographie effectuée au même grossissement 120 (*fig. 27*), nous observons un élargissement des « bandes de fatigue » et le développement de lignes transversales. La prédominance des lignes longitudinales est due à la structure fibreuse des tôles fortement écrouies par laminage, ainsi que nous le vérifierons plus loin en étudiant une éprouvette prélevée perpendiculairement à la direction de laminage.

Après **800 000 alternances**, la fissuration a notablement progressé puisque nous observons maintenant à l'œil nu de véritables fissures qui se développent régulièrement sur les deux faces de l'éprouvette.

La *figure 31* est un assemblage de six micrographies effectuées au grossissement 20 qui nous permet d'étudier la répartition des perturbations sur toute la largeur de l'éprouvette. Nous constatons tout d'abord que sur les bords de l'éprouvette, sur une largeur de 0,5 mm environ, il n'y a pratiquement pas de traces de fatigue. Ce phénomène est général et a été observé sur toutes les éprouvettes essayées. Les déformations produites par la torsion sont donc sensiblement plus faibles en ces régions de la

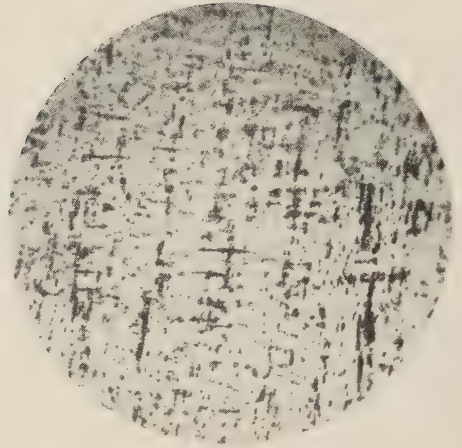
(1) Les échantillons ont été fournis par M. le Directeur du Laboratoire de la Compagnie Alais, Froges et Camargue, et nous l'en remercions bien vivement.



200 000 alt.

Fig. 26

× 120



400 000 alt.

Fig. 27

× 120



800 000 alt.

Fig. 28

× 85



1 600 000 alt.

Fig. 29

× 120

lame. De même, une observation directe (ou à faible grossissement) montre que deux zones de 5 mm de longueur environ, au voisinage des encastres, sont beaucoup moins affectées par les efforts alternés (*fig. 30*). Il faut voir là une influence favorable des encastres qui raidissent en quelque sorte la tôle à ses extrémités.

La micrographie de la *figure 28* montre au grossissement 85 l'aspect du quadrillage à ce stade de l'essai.

Nous avons poursuivi l'essai jusqu'à **1 600 000 alternances**. La *figure 32* est à nouveau constituée par une micrographie de toute la largeur de l'éprouvette. En comparant avec la *figure 31* on notera combien la fissuration a progressé. Les fissures longitudinales se sont notablement élargies, les fissures transversales sont réparties d'une façon plus homogène et les perturbations ont tendance à s'étendre jusqu'aux bords de l'éprouvette.

Les *figures 29* et *33* sont deux micrographies prises à ce stade de l'essai. Les *figures 26*, *27* et *29* qui ont été prises au même grossissement montrent l'évolution si caractéristique du phénomène.

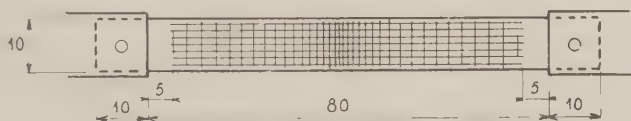


Fig. 30

A **2 100 000 alternances** nous décelons des fissures transversales qui se sont étendues jusqu'au bord de l'éprouvette (*fig. 34*). Ces fissures transversales sont très dangereuses pour la vie de l'éprouvette puisqu'elles amènent, en définitive, la rupture brusque de la lame.

A **15 000 000 d'alternances**, malgré les fissures extrêmement nombreuses (*fig. 35*) (éclairage en lumière oblique), l'éprouvette n'était pas encore rompue et nous avons arrêté cet essai.

Au cours d'un tel essai la surface des éprouvettes devient en général très rugueuse par suite de la densité des fissures. C'est d'ailleurs un fait bien connu que la fissuration d'une pièce soumise à des torsions alternées se manifeste d'abord à la surface de celle-ci et qu'elle se développe plus lentement, par la suite, en profondeur. La cassure se produit donc lorsque, dans une même zone, les systèmes de fissuration se rejoignent suivant un dessin en escalier. La micrographie de la *figure 36* montre l'aspect d'une partie de la cassure d'une éprouvette d'orientation 0° (éprouvette des essais décrits au chapitre IV; l'éprouvette n'étant pas polie le cliché est de mauvaise qualité). La structure fibreuse de la tôle est très apparente sur cette micrographie.

Nous donnons, sur les *figures 37* et *38*, des micrographies qui montrent l'aspect des perturbations sur une autre éprouvette essayée dans des conditions analogues. Nous voyons qu'aux très forts grossissements les « bandes de fatigue » n'apparaissent plus comme des lignes régulières. Il est par ailleurs difficile de dire avec certitude quelle est la nature exacte des bandes à l'origine (plissements, gerçures, microfissures ?)



800,000 alt.

Fig. 31

· 20



1,500,000 alt.

Fig. 32

· 20



1 600 000 alt.

Fig. 33

× 38



2 100 000 alt.

Fig. 34

× 24



15 000 000 alt.

Fig. 35

× 16

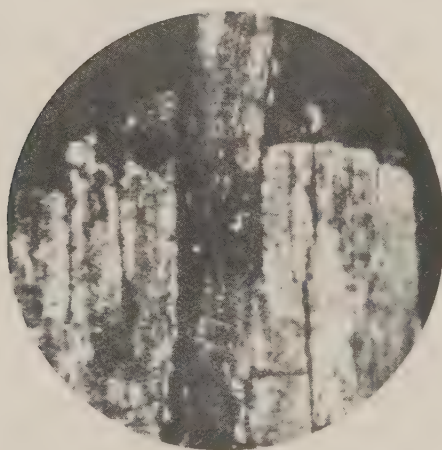


Fig. 36

× 38

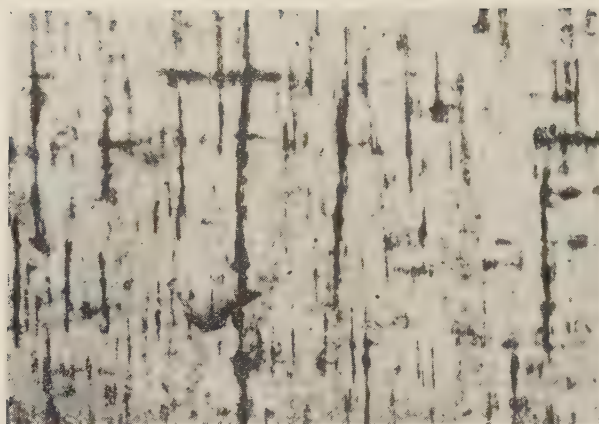


Fig. 37

× 230

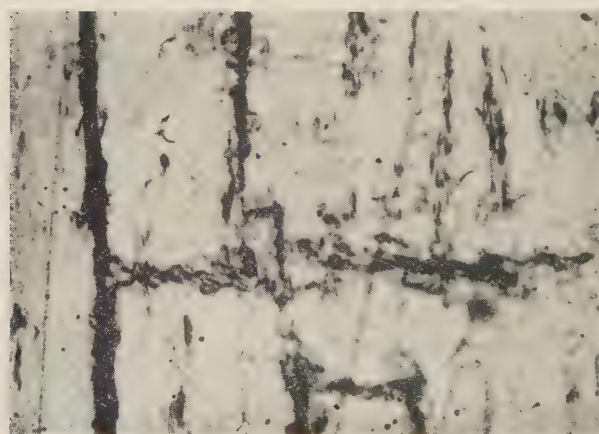


Fig. 38

× 900

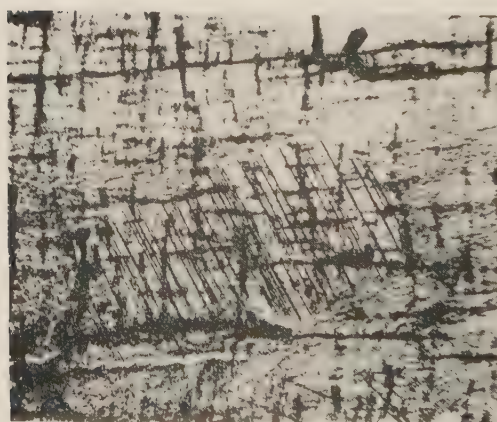


Fig. 39

110

Nous pouvons déjà tirer quelques conclusions de ces observations. Tout d'abord il existe une relation très étroite entre les *directions des contraintes de cisaillement maximum et les directions de fissuration*. Cette fissuration n'a aucun rapport avec l'architecture granulaire du métal étudié.

Il est intéressant à ce sujet de pouvoir fixer sur le même cliché les « bandes de fatigue » et les classiques lignes de glissement. Nous verrons plus loin que dans le cas du métal recuit les déformations entraînent des glissements de plans réticulaires, qui se révèlent à la surface de l'échantillon par de fines lignes. Nous avons donc fait recuire pendant cinq minutes, à 400°, une éprouvette qui avait subi un commencement de fatigue à l'état écroui. De nouvelles torsions alternées font alors apparaître très nettement les lignes de glissement dans certains grains. Sur le cliché de la *figure 39* nous voyons ainsi la nature très différente des deux phénomènes.

Nous avons poursuivi cette étude en observant le comportement d'éprouvettes prélevées dans d'autres directions par rapport à la direction du laminage. Nous sommes en effet tenté de nous demander si la régularité de la fissuration ne correspond pas à l'arrangement régulier des grains produit, comme on le sait, par le laminage. On ne peut pas songer à utiliser parallèlement une méthode d'étude radiocristallographique car cette méthode, qui est indispensable pour l'étude des gros cristaux, ne peut pas donner d'indications précises dans le cas du métal écroui où les grains sont de dimensions trop petites pour être étudiés individuellement. La méthode d'étude par des figures de corrosion obtenues par le réactif aux trois acides est, par contre, applicable, mais son utilisation est aussi fort délicate pour l'aluminium écroui. Il nous faut chercher également à expliquer la grande différence observée dans la résistance dynamique du métal suivant l'orientation de l'éprouvette. Si, comme nous l'avons suggéré plus haut, la fissuration est plus prononcée dans le sens des fibres du métal, nous expliquerons ainsi pourquoi les éprouvettes d'orientation 90° cassent beaucoup plus vite que les éprouvettes d'orientation 0°.

L'étude des lames d'orientation 45° sera intéressante en ce sens que nous n'aurons plus, comme dans les deux cas précédents, une des directions de cisaillement maximum confondue avec la direction de laminage, mais les deux directions des contraintes également inclinées par rapport à la direction des fibres.

Comportement des éprouvettes prélevées perpendiculairement à la direction du laminage. — Orientation 90°.

Le phénomène caractéristique que nous venons d'expliquer longuement se reproduit pour les éprouvettes prélevées dans cette orientation. Nous avons eu l'occasion de renouveler nos observations dans le cas de tôles d'aluminium de provenances diverses, et à chaque fois nous avons remarqué le développement du double système de fissures.

Comme nous le prévoyions la fissuration se manifeste plus rapidement dans la direction du laminage, à un degré d'ailleurs différent suivant les tôles. Les tôles qui ont servi à nos essais systématiques décrits dans le chapitre IV ont une structure fibreuse particulièrement marquée et cela explique, dans une certaine mesure, la grande anisotropie mise en évidence par les essais d'endurance.

Cas des éprouvettes d'orientation 45° .

Cette fois encore la fissuration se manifeste suivant les directions des contraintes de cisaillement maximum. Le phénomène est donc général et n'a aucune relation avec l'orientation des grains dans la tôle et leur architecture cristalline.

La *figure 40* est intéressante en ce sens qu'on devine des contours de grains très allongés dans la direction à 45° (ces contours sont le résultat d'un polissage défectueux). Nous pouvons donc assurer que la fissuration est transgranulaire. La *figure 41* montre une fissure large qui s'est développée au voisinage de la cassure. Le dessin en escalier est, comme nous le disions plus haut, le résultat du développement plus rapide de certaines fissures dans la direction longitudinale, puis dans la direction transversale.

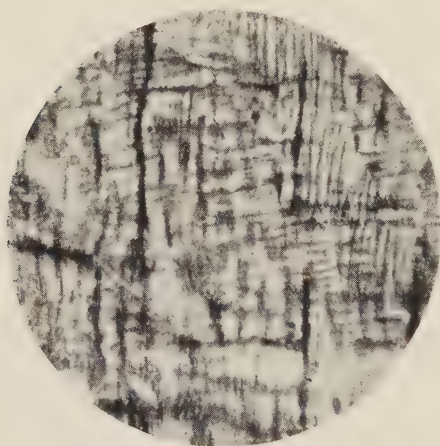


Fig. 40

< 85



Fig. 41

- 38

Il reste à expliquer pourquoi les éprouvettes prélevées à 45° cassent beaucoup plus vite que les éprouvettes découpées dans le sens du laminage. On constate sur les micrographies des *figures 40* et *41* que la fissuration à la surface de ces éprouvettes est d'intensité égale dans les deux directions et que, par conséquent, il risque moins d'y avoir dans une direction ou dans l'autre un arrêt dans le cheminement de la fissure finale.

On peut se demander s'il n'est pas possible d'expliquer cette fissuration plus régulière par la texture orientée que prend l'aluminium au cours du laminage. Des études effectuées à l'aide des rayons X [8] ont montré que, suivant les conditions de laminage, l'orientation moyenne des cristaux se fait de telle sorte que la direction de laminage coïncide soit avec la droite de notation [112], soit avec l'axe [111]. Dans aucun de ces deux cas les plans ordinaires de glissements (111) ne seraient favorablement placés par rapport aux directions des contraintes de cisaillement maximum. Ceci confirme qu'il est difficile d'expliquer le comportement du métal écroui par les théories classiques des dislocations dans les métaux.

De toutes ces observations nous pouvons dégager l'essentiel du phénomène :

— L'aluminium écroui, soumis à un essai de fatigue en torsion alternée, cède sous l'action des contraintes de cisaillement maximum. Il se désagrège d'une façon qui semble indépendante de l'architecture cristalline du métal.

On peut se demander si les couches superficielles de l'éprouvette ne jouent pas un rôle très particulier dans le développement du phénomène qui débute, comme on l'a dit, à la surface et progresse ensuite lentement en profondeur.

Il nous a paru intéressant d'appliquer la méthode des vernis craquelants qui est maintenant bien au point [9] et d'étudier la fissuration de ce vernis à la surface de nos éprouvettes soumises à une torsion. Sans entrer dans le détail de ces essais, nous indiquerons seulement que les craquelures se produisent suivant les directions des contraintes normales, à 45° des contraintes de cisaillement maximum, donc bien en accord avec la théorie classique.

Parallèlement à l'étude métallographique, nous avons suivi les *variations de la dureté* de l'aluminium. On sait, en effet, que les efforts alternés entraînent un accroissement de l'écrouissage, donc une augmentation de la dureté.

Tous les résultats de mesures de dureté qui sont donnés dans notre travail ont été obtenus avec un microscéléromètre Girschig à pointe de diamant pyramidale. On sait que cet appareil permet des mesures de micro-dureté superficielle sous des charges très faibles. Pour l'aluminium nous avons en général effectué nos mesures sous charge de 100 g appliquée pendant trente secondes. Les nombres indiqués donnent la dureté Vickers.

Indiquons tout de suite que les résultats de ces mesures de micro-dureté ne sont comparables que pour des mesures effectuées à la surface d'éprouvettes ayant subi des préparations identiques et pour une même valeur de la charge appliquée. Les duretés données dans notre travail ont été presque toujours mesurées à la surface d'éprouvettes polies électrolytiquement.

Si la variation de la dureté est assez facile à suivre au début de l'essai, les mesures deviennent, par contre, impossibles lorsque la fissuration superficielle est trop accentuée. On ne trouve plus en effet de plages polies de dimensions suffisantes pour y appuyer correctement la pointe de diamant.

Par exemple, pour l'éprouvette d'orientation 0° utilisée dans l'étude ci-dessus, l'augmentation de la dureté est assez faible :

- avant l'essai de fatigue nous avons $\Delta = 29$;
- après quatre millions d'alternances $\Delta = 33,4$.

On sait que l'aluminium de grande pureté est moins dur, même fortement écroui, que l'aluminium contenant quelques impuretés.

Ces mesures donneront des renseignements plus intéressants dans le cas du métal recuit où la dureté peut varier notablement d'un grain à un autre.

II. — MÉCANISME DE LA FATIGUE DU MÉTAL RECUIT

Comme nous allons le voir, le comportement de l'aluminium recuit aux torsions alternées est totalement différent de celui du métal écroui.

Nous ne nous occuperons pas dans cette étude de la direction du prélèvement des éprouvettes puisque nous avons vu qu'elle n'avait pas d'influence dans ce cas sur la résistance à l'endurance.

Nous nous attacherons à montrer la nature particulière du phénomène en comparant nos observations à celles effectuées par divers auteurs au cours d'essais de traction. L'intérêt d'un essai dynamique est de faire apparaître, par suite de la répétition des efforts, des phénomènes beaucoup plus réguliers que ceux donnés par un essai statique. L'essai de traction ne révèle en effet que des glissements irréguliers dans quelques régions, et cet essai entraîne des modifications importantes de la forme de l'éprouvette.

L'aluminium raffiné que nous utilisons est porté à la température de 600° pendant douze heures au moins. Après ce recuit poussé nous disposons d'éprouvettes extrêmement molles dont la manipulation est fort délicate. Le polissage électrolytique doit être parfait sur de grandes surfaces car les observations seront effectuées en général à faible grossissement. La dureté Vickers mesurée après ce polissage est alors très variable suivant les grains : $12 < \Delta < 18$ (micro-dureté sous 100 g pendant 30 s).

Nous avons essayé un certain nombre d'éprouvettes de même longueur sous des amplitudes de torsion croissantes afin de déterminer l'amplitude critique qui apporte les premières perturbations. Pour avoir un mode de comparaison analogue à celui utilisé pour le métal écroui, nous avons calculé les taux de contrainte correspondants à l'aide de la formule (2) et en prenant $G = 2\,600 \text{ kg/mm}^2$, mais nous précisons encore une fois que cela n'a pas de signification au point de vue endurance. Nul n'envisagerait d'ailleurs d'utiliser un métal dans cet état pour des pièces soumises à des vibrations.

Des éprouvettes ont été essayées *pendant trois millions d'alternances* sous des taux de contrainte respectifs de 440, 535 et 630 g/mm^2 sans qu'aucune ligne de glissement n'apparaisse à leur surface.

Pour $\tau_{\text{max}} = 730 \text{ g/mm}^2$ ($L = 60$, $\Theta = 18/1\,000$) nous voyons quelques bandes de glissement isolées, mais nettement marquées, dans un certain nombre de grains (*fig. 42*). Ces bandes traversent en général le grain d'une frontière à l'autre, le joint de grain est d'ailleurs à peine apparent. La *figure 43* donne au grossissement 1920 le détail d'une extrémité de bande et montre la façon dont est stoppé le glissement à la limite du cristal. On désigne par *bande de glissement* un ensemble de lignes de glissement non séparables au microscope métallographique.

Sous un taux de contrainte de $1\,060 \text{ g/mm}^2$ les dislocations cristallines sont déjà plus importantes, comme le montre la micrographie de la *figure 44* prise toujours après trois millions d'alternances. Sur cette micrographie qui a englobé trois portions de grains nous voyons trois types de glissements différents. Dans un premier cristal (à gauche) les glissements sont exactement parallèles à la direction de l'axe de torsion. Dans un autre (en haut) les « slip-bands » sont légèrement inclinées sur cette direction longitudinale (inclinaison de 15°), dans le troisième (à droite) le système de lignes de glissement est double : les inclinaisons de ces lignes sont respectivement de 10° sur la direction longitudinale et de 13° sur la direction transversale. On sait que ces lignes de glissement sont les traces, à la surface de l'échantillon, des plans réticulaires suivant lesquels un glissement s'est produit dans le cristal. La trace ainsi obtenue ne permet pas à elle seule de déterminer complètement la disposition du plan de glissement dans l'espace. Mais nous pouvons constater que les lignes de glissement sont le plus souvent assez

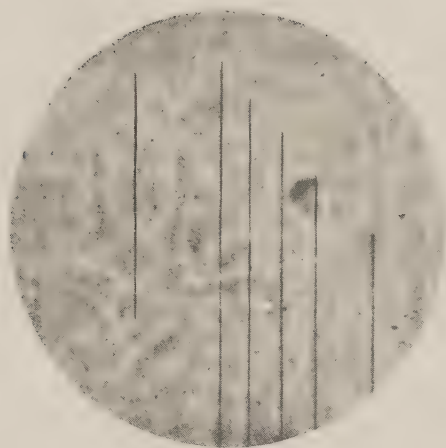


Fig. 42

38



Fig. 43

× 1920

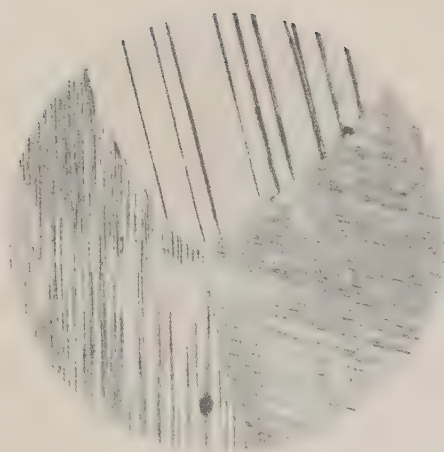


Fig. 44

× 38

peu inclinées sur les deux directions des contraintes de cisaillement maximum : ce sont donc les plans de glissement privilégiés les plus voisins de ces deux directions qui cèdent les premiers.

Dans les deux premiers grains considérés les glissements ne se sont produits que dans une direction : il n'y a qu'un système de plans réticulaires favorablement disposés. Dans le troisième grain, il y a deux systèmes de plans disposés suivant des inclinaisons très voisines par rapport aux directions des contraintes : les glissements se sont donc développés avec la même intensité dans l'un et l'autre système de plans réticulaires.

Par des examens aux rayons X (diagramme de Laüé) ou par la méthode des figures de corrosion nous avons restitué dans l'espace la maille cristalline pour chercher à quels plans réticulaires correspondaient les plans dont les traces sont aussi bien marquées à la surface des échantillons. Nous avons ainsi trouvé que presque tous les glissements se produisaient suivant les plans (111) du réseau cubique qui sont, dans le cas de l'aluminium, les plans de glissement ordinaires.

Examinons maintenant ce qui se passe lorsque le métal est soumis à des torsions alternées d'amplitude beaucoup plus grande, c'est-à-dire à des taux de cisaillement nettement supérieurs à la limite de fatigue. Nous allons prendre l'exemple d'une éprouvette dont les caractéristiques étaient les suivantes :

$$L = 82 \text{ mm}, \quad e = 1 \text{ mm}, \quad \Theta = 10 \text{ grades}, \quad \tau_{\max} = 5 \text{ kg/mm}^2 \text{ environ.}$$

Les modifications sont alors très rapides.

Après **5 500 alternances**, la structure est parfaitement révélée. Les grains étant plus ou moins perturbés suivant leur orientation il en résulte de grandes différences dans le pouvoir réflecteur. C'est un procédé excellent pour obtenir une macrographie du métal. La surface n'est pas ternie, comme c'est le cas dans une attaque chimique, et certains grains restent même parfaitement polis.

Examinons en détail quelques micrographies prises après **45 000 alternances** (fig. 45 à 49). La densité des lignes de glissement est de plus en plus variable suivant les cristaux. Nous avons cherché les raisons pour lesquelles le grain de la micrographie (fig. 46) était resté poli. D'une part, il ne présente pas de directions de plans de glissement favorablement disposés par rapport au cisaillement. D'autre part, ce grain a une dureté plus grande que la dureté moyenne ($\Delta = 15$) : $\Delta = 27$ au centre du grain et $\Delta = 23$ sur les bords. Ce qui indique que l'écrouissage produit par les efforts alternés est loin d'être homogène sur toute la surface de l'éprouvette et que les déformations par glissements peuvent être complètement stoppées dans certains grains. Ceci est d'ailleurs assez rare, un ou deux grains seulement par éprouvette examinée restant ainsi vierges.

L'analyse détaillée de chaque micrographie serait fastidieuse et nous allons indiquer seulement les remarques les plus caractéristiques à faire pour chacune d'elles.

Sur la *figure 47* on remarque des lignes de glissement inclinées à 45° , ce qui est assez rare. On commence également à distinguer ce que nous appellerons le « *déchaussement* » des grains : sous l'action des efforts alternés il se produit des dénivellations marquées aux frontières de ceux-ci. La *figure 49* montre la surface d'un grain déjà fort

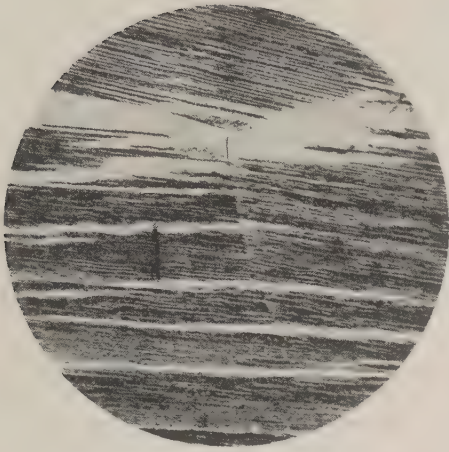


Fig. 45

× 180

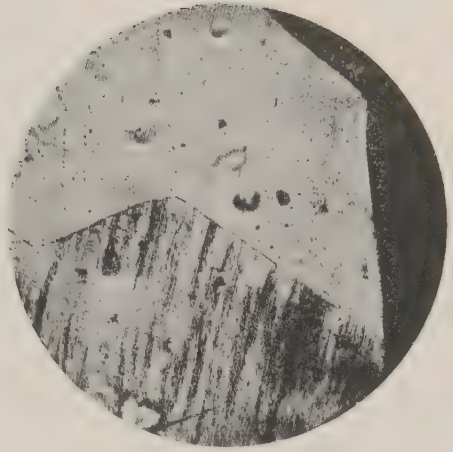


Fig. 46

× 120

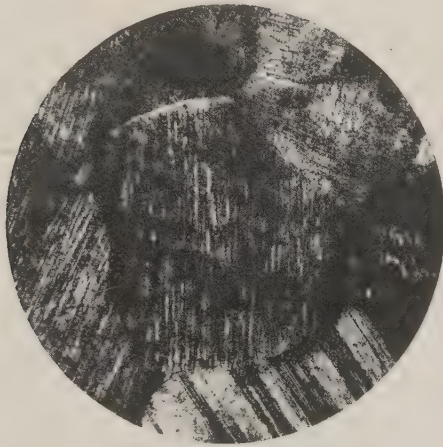


Fig. 47

× 38

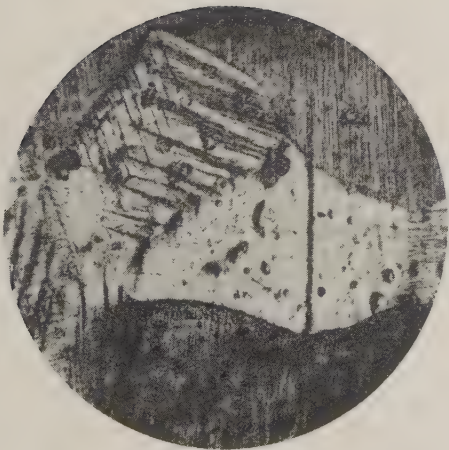


Fig. 48

× 38



Fig. 49

× 38



Fig. 50



Fig. 51

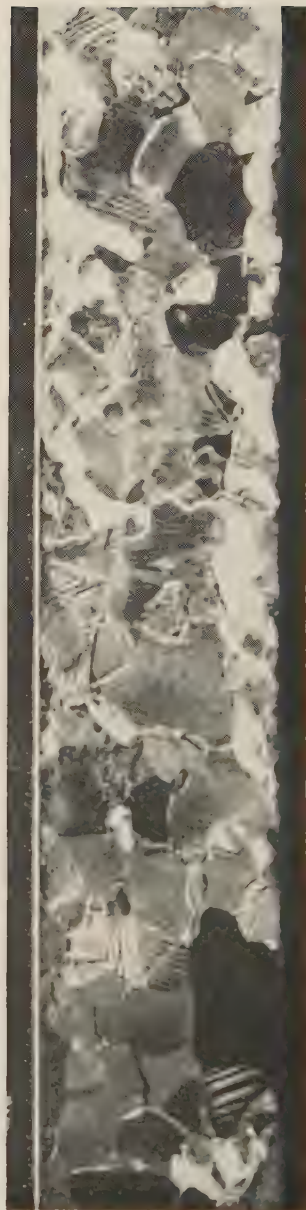


Fig. 52

perturbée à ce stade de l'essai. Il se produit un sillonnement de la surface, sur lequel nous aurons l'occasion de revenir (chap. VI).

Les micrographies prises sous un éclairage oblique ou rasant font ressortir beaucoup plus les reliefs que les micrographies prises au microscope métallographique sous incidence normale. Aux limites de grain il y a soit des ombres portées par un grain sur ses voisins, soit des parties très éclairées qui permettent de repérer la direction de l'éclairage.

Les figures 50 et 51 ont été prises dans ces conditions après 80 000 alternances.

Mais le cliché le plus caractéristique est celui de la figure 52 qui est une photographie de l'éprouvette après 120 000 alternances. On notera l'intérêt d'une telle macrographie et à ce sujet nous voudrions signaler les différences essentielles présentées par une telle éprouvette et par une éprouvette de traction.

Lorsqu'on étire une éprouvette constituée par une bande d'aluminium recuit on constate qu'il y a basculement des grains. Les surfaces de l'éprouvette ne restent pas planes et présentent un aspect un peu analogue à l'aspect dit « martelé » de certains objets en aluminium de fabrication courante.



Fig. 53

Des études très poussées ont été faites sur cette question [10] : on peut dire que les cristaux se mettent en toit les uns par rapport aux autres. Les limites des grains ne sont pas très bien marquées, sauf quelquefois par un petit bourrelet (fig. 53).

Sur la macrographie de la figure 52 on constate, au contraire, que la surface de l'éprouvette est restée en moyenne plane, mais que des cristaux semblent émerger du niveau moyen de la surface tandis que d'autres paraissent, au contraire, s'enfoncer dans la lame. Ces mouvements sont d'ailleurs accompagnés parfois de légers basculements.

Sur la figure 53 on a schématisé les deux modes de comportement à la traction statique et à la torsion alternée.

Les dénivellations observées entre deux grains contigus sont parfois très importantes. Nous les mesurons aisément avec un microscope auquel nous avons adapté un tambour gradué à la vis micrométrique qui commande les déplacements verticaux. En utilisant un objectif à fort grossissement, donc à faible profondeur de champ, nous apprécions des dénivellations avec une précision de $2\ \mu$. Nous avons souvent observé des dénivellations de 5/100 de mm entre deux grains contigus, ce qui est très important pour une éprouvette de 1 mm d'épaisseur. Toute la masse d'un même grain est d'ailleurs intéressée par ce déplacement, comme on peut s'en rendre compte facilement en observant successivement les deux faces de l'éprouvette. Quelquefois même il se produit une véritable expansion du métal visible sur les deux faces du grain, expansion qui se produit sous l'action de grains voisins plus résistants.

Nous employons à dessein le terme « déchaussement » pour désigner ce phénomène. Nous réservons le terme de « décohésion » pour désigner le décollement des cristaux observé dans certaines conditions.

On sait que M. CRUSSARD a introduit la notion de température « d'équicohésion » pour interpréter les résultats d'expériences très intéressantes sur le fluage de l'aluminium [11].

Si, pour notre part, nous avons constaté des déchaussements prononcés, et même parfois des décollements de cristaux, il est certain que la fissuration de l'aluminium au terme d'un essai de fatigue est en général transgranulaire.

Après 280 000 alternances nous distinguons des fissures importantes et très nombreuses, aussi bien dans la direction longitudinale que dans la direction transversale. Les figures 54 et 55 montrent l'aspect de ces fissures.

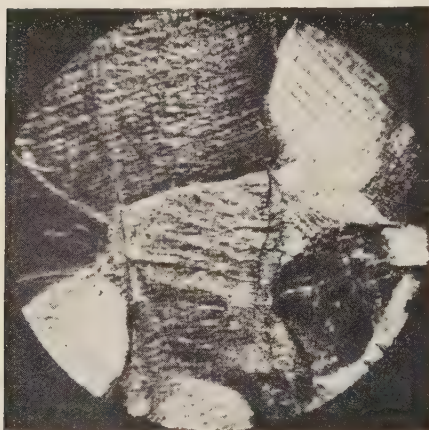


Fig. 54

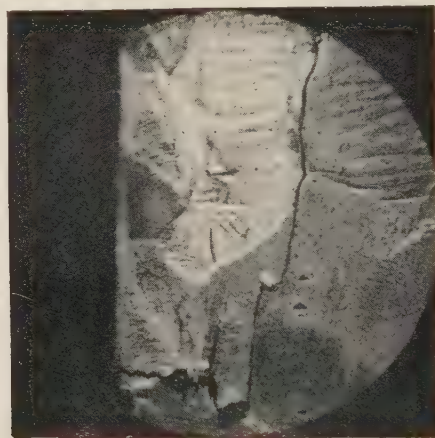


Fig. 55

A ce sujet signalons que la fissuration est beaucoup moins intense à la surface d'une éprouvette d'aluminium de pureté moindre. Il ne se produit qu'une ou deux fissures transversales dont le cheminement est très difficile à suivre.

Nous pensons, pour compléter cette étude et pour la relier à l'étude sur le fluage signalé ci-dessus, poursuivre ces essais d'endurance à des températures plus élevées.

Les déformations de l'aluminium ainsi produites dans le domaine de la plasticité sont très importantes. Il ne nous a pas été possible d'obtenir un état de surface parfait même après un polissage électrolytique prolongé. L'épaisseur de l'éprouvette a été ramenée à 90/100 de mm (épaisseur moyenne enlevée sur chaque face = 5/100 de mm) sans que toutes les frontières de grain aient disparu.

L'éprouvette ayant été raccourcie ($L = 30$ mm) nous avons repris cet essai sous un taux de contrainte extrêmement élevé ($12,2 \text{ kg/mm}^2$). La figure 56 montre l'aspect des deux faces de l'éprouvette après 18 000 alternances. Les grains sont particulièrement perturbés et les micrographies suivantes (fig. 57 à 60) montrent des aspects des



3



3

Fig. 56

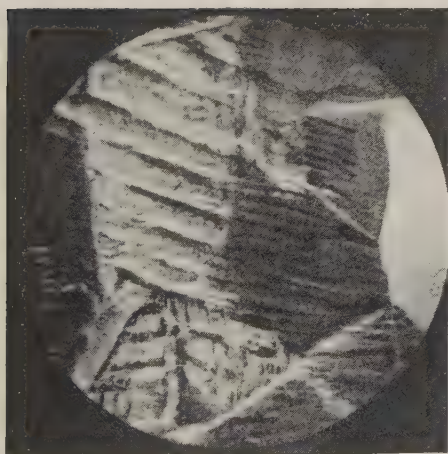


Fig. 57

× 14

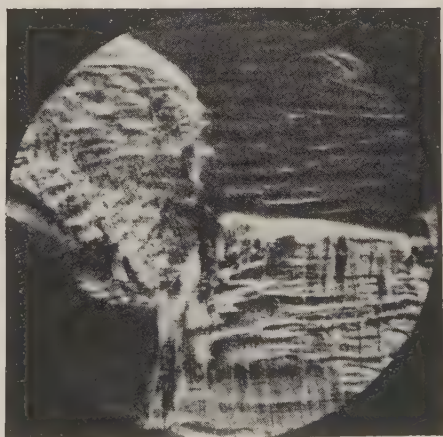


Fig. 58

× 14

plissements de la surface (on ne peut plus parler, bien entendu, de déformation par glissements). On constate cependant que les plissements se produisent dans des directions assez bien déterminées.

De cette étude du mécanisme de la fatigue dans le métal recuit nous pouvons dégager quelques *conclusions essentielles* :

1° tant que les efforts de cisaillement ne sont pas trop élevés les déformations se produisent par glissement des plans réticulaires dans chaque grain, conformément aux lois classiques du glissement;

2° si les contraintes deviennent trop grandes les zones intercrystallines plus plastiques permettent le déplacement des grains les uns par rapport aux autres;



Fig. 59

× 11



Fig. 60

× 11

3° la fissuration finale est transgranulaire sans liens directs avec les glissements dans le corps des cristaux et avec le déchaussement des grains.

III. - APPLICATIONS PRATIQUES DE NOS PROCÉDÉS EXPÉRIMENTAUX

1° Détermination rapide d'une limite de fatigue.

On sait que la détermination précise de la limite de fatigue exige l'essai de plusieurs échantillons sous des taux de contrainte compris, par exemple, pour l'aluminium écroui, entre 4 et 6 kg/mm². De plus, l'essai des éprouvettes peu chargées doit être poursuivi jusqu'à cent millions d'alternances dans le cas de l'aluminium et des alliages légers.

Nous proposons ici un procédé d'essai beaucoup plus court. Nous prélevons dans la tôle quelques éprouvettes identiques qui sont polies électrolytiquement puis essayées avec des amplitudes différentes de la torsion. Chaque essai est poursuivi jusqu'à trois millions d'alternances à la vitesse de 8 000 tr/mn. L'essai d'une éprouvette dure donc six heures environ.

Pour l'aluminium écroui on peut soumettre, par exemple, le métal à des contraintes de 4,2, 4,4, 4,6, 4,8, 5, ... kg/mm² (ces contraintes sont calculées comme il a été indiqué au chap. II).

Un examen métallographique rapide nous indiquera à partir de quelle valeur des contraintes se produisent les premières perturbations à la surface des tôles.

L'application de cette méthode a été faite à l'aluminium raffiné utilisé pour l'étude métallographique dont les résultats sont donnés au début de ce chapitre. Pour $\tau_{\max} = 4,4$ kg/mm² (et pour les taux inférieurs) la surface de l'éprouvette reste parfaitement polie. Pour $\tau_{\max} = 4,6$ kg/mm² nous observons les premiers signes de la fatigue après deux millions d'alternances. Une observation faite après 3 500 000 alternances montre que la progression de la fissuration est très lente. Il serait naturellement intéressant de déterminer si la rupture de l'éprouvette peut se produire, et après combien de centaines de millions d'alternances.

Nous pouvons donc déterminer par ce procédé une *limite de fatigue sûre* puisqu'on peut être certain que la rupture n'aura pas lieu s'il n'y a pas eu de microscopiques amorces de fissures après trois millions d'alternances.

Pour l'aluminium essayé on peut donc fixer la limite de fatigue à environ 4,5 kg/mm².

Dans le cas d'un métal fortement écroui nous pouvons d'ailleurs utiliser la même éprouvette pour tous ces essais sous efforts alternés croissants car on peut admettre que l'application des torsions alternées sous un taux de contrainte inférieur à la limite de fatigue modifie très peu l'écrouissage.

Cette méthode n'est pas applicable au cas du métal recuit car il est difficile d'apprécier le degré de perturbation à ne pas dépasser.

Nous avons vu en effet (p. 50) que les premiers glissements de plans réticulaires se produisent pour l'aluminium très recuit pour $\tau_{\max} = 730$ g/mm² et il est certain que la limite de fatigue est supérieure à cette valeur.

Au cours de l'essai il se produit d'ailleurs un écrouissage qui augmente la tenue du métal aux efforts alternés.

2^o Étude des transformations du métal au cours du recuit.

Comme autre application de cette méthode d'étude des tôles en torsion alternée, nous avons recherché avec quelle rapidité s'effectuaient au cours du recuit les modifications de structure qui entraînent une transformation si profonde dans le comportement de l'aluminium aux efforts alternés.

Les essais ont été effectués avec une tôle d'aluminium à 99,5 % dont la dernière phase de préparation a été un laminage à froid de 30/10 à 10/10 après un recuit de six heures à 480°.

Dans la première série d'expériences les éprouvettes ont été chauffées plus ou moins longtemps à 400° avant d'être essayées suivant le procédé habituel.



240 000 alt.

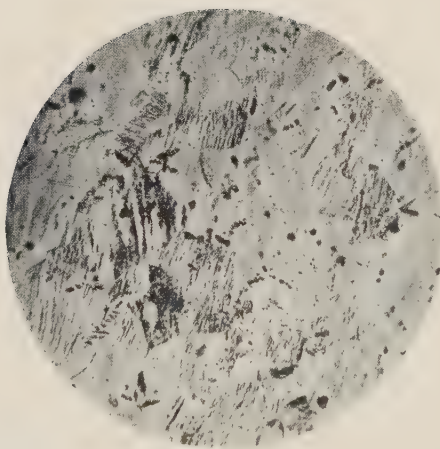
Fig. 61

× 440



Fig. 62

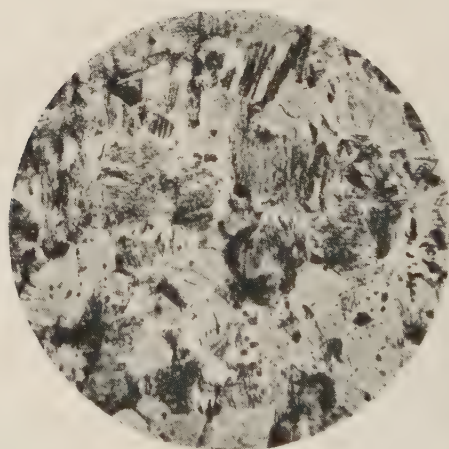
× 180



30 000 alt.

Fig. 63

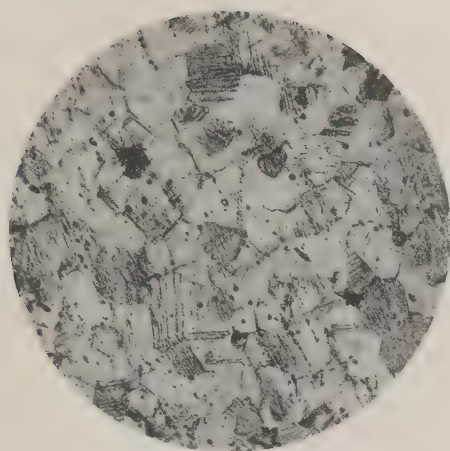
× 180



60 000 alt.

Fig. 64

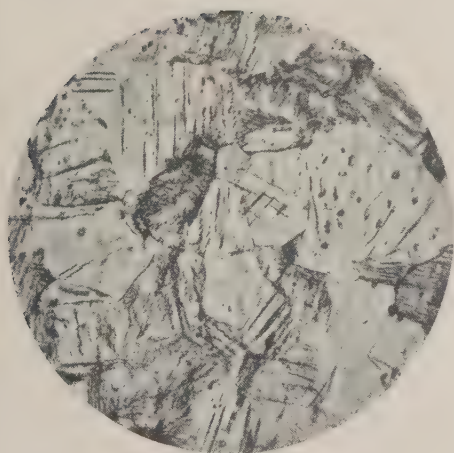
× 180



60 000 alt.

Fig. 65

× 85



120 000 alt.

Fig. 66

× 180



540 000 alt.

Fig. 67

× 180

Nous avons fait un certain nombre de micrographies :

- figures 61 et 62, sur l'éprouvette chauffée pendant trois minutes;
- figures 63 et 64, sur l'éprouvette chauffée pendant cinq minutes;
- figures 65, 66 et 67, sur l'éprouvette chauffée pendant trente minutes.

La transformation si caractéristique de l'architecture du métal se produit donc pour une durée de recuit comprise entre trois et cinq minutes. Les modifications s'effectuent très brusquement pour un traitement à cette température de 400° relativement élevée.

On note cependant que les perturbations produites par la fatigue à la surface de l'éprouvette recuite trente minutes sont plus caractéristiques que celles observées à la

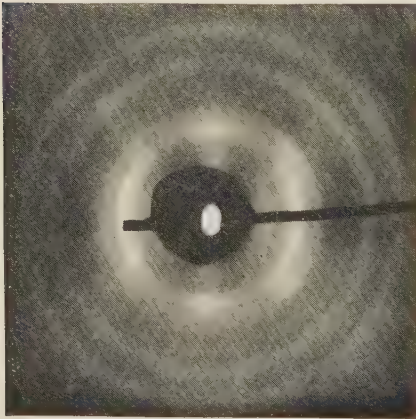


Fig. 68

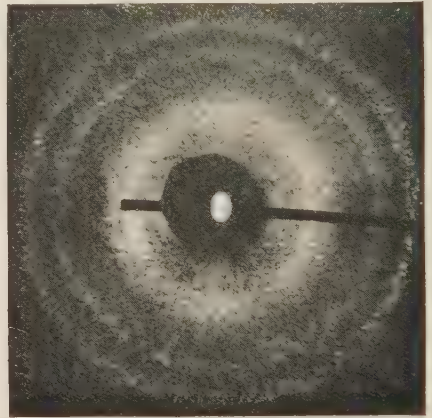


Fig. 69

surface de celle qui n'a été recuite que cinq minutes. Le phénomène de déchaussement des grains est particulièrement marqué sur la figure 67 qui a été prise dans une région très perturbée au voisinage de la cassure.

L'examen des rayons X a confirmé ce changement complet. Les deux diagrammes des figures 68 et 69 montrent que le métal recuit trois minutes possède encore la texture orientée du métal écroui, alors que le métal recuit a une texture équiaxe.

Nous avons effectué parallèlement des mesures de dureté Vickers sous charge de 100 g pendant trente secondes, ce qui donne les résultats suivants :

— dureté de la tôle fortement écrouie	$\Delta = 44;$
— après chauffage de trois minutes à 400°	$\Delta = 29;$
— après chauffage de cinq minutes à 400°	$\Delta = 22,5;$
— après chauffage de trente minutes à 400°	$\Delta = 21,4.$

La variation de la dureté est extrêmement rapide et il est intéressant de faire cette étude à des températures moins élevées.

Nous avons effectué des chauffages prolongés à la température de **250°** sans obtenir de transformation : les éprouvettes présentent toujours le phénomène de la fissuration dans deux directions.

A **275°** par contre, sur une éprouvette chauffée pendant 4 h 40 nous voyons le dessin des grains se développer très nettement à la surface au cours de l'essai de fatigue. Le métal chauffé pendant deux heures à cette température présente le comportement écroui. C'est lorsque $\Delta = 25$ environ que l'on commence à observer dans les cristaux de cet aluminium commercial des lignes de glissement.

Dans l'ouvrage de L. GUILLET « *Les métaux légers et leurs alliages* » [5] on fait ressortir les grandes différences observées dans les durées et dans les températures de recuit de l'aluminium suivant le pourcentage des impuretés contenues dans le métal étudié. On ne précise pas d'ailleurs à quel stade des transformations de l'architecture cristalline un aluminium est considéré comme recuit.

L'essai d'endurance, suivi d'un examen métallographique, peut constituer un nouveau moyen de détermination du changement si caractéristique de l'état écroui à l'état recuit.

80
79

ASPECTS PARTICULIERS DES GLISSEMENTS PRODUITS DANS CERTAINS GRAINS PAR LES EFFORTS ALTERNÉS

Nous avons déjà entrevu la diversité des glissements qui se développent dans les cristaux d'aluminium recuit lorsqu'une éprouvette en forme de bande est soumise à des torsions alternées. En général, ces glissements, plus ou moins intenses, se produisent conformément aux lois classiques des glissements dans les cristaux. Mais il n'est pas rare de rencontrer des dispositions très particulières de ces bandes de glissement et ce sont quelques-uns de ces aspects que nous allons étudier dans ce chapitre en cherchant à en expliquer les causes.

Il semble au premier abord qu'une telle étude serait plus facile à effectuer avec des éprouvettes ne comportant que quelques gros cristaux. On sait que de tels échantillons sont maintenant faciles à obtenir grâce aux procédés de fabrication des monocristaux. Mais les conditions expérimentales seraient alors transformées, les interactions si importantes entre les grains seraient très différentes. Il serait, par ailleurs, beaucoup plus rare d'observer des comportements particuliers puisque la diversité des orientations serait beaucoup moins grande par suite du nombre plus faible des cristaux.

C'est pourquoi nos recherches ont été effectuées avec un aluminium dont la recristallisation n'était pas très poussée (grains de 2 ou 3 mm de côté en moyenne).

Pour rendre plus claire la présentation de ce chapitre, nous avons séparé les principaux phénomènes observés, mais nous tenons à préciser que l'ordre de classement de ceux-ci est quelconque et n'a en particulier aucune liaison avec la fréquence de leur reproduction.

1° **Quadrillage régulier de la surface d'un grain.**

A l'examen direct d'une éprouvette, un grain nous était apparu comme resté poli au milieu d'autres extrêmement perturbés. Au grossissement 85 (*fig. 70*) on devinait qu'en fait la surface ne présentait plus un poli spéculaire. Au grossissement 750 (*fig. 71*) nous avons alors constaté qu'il s'était produit sur ce grain un quadrillage très serré, d'aspect fort curieux. L'équidistance des lignes formant le quadrillage est égale à 2,4 microns. Ces lignes, qui sont certainement des lignes de glissement, sont perpendiculaires, et sont inclinées de 35° par rapport aux directions des contraintes de cisaillement maximum. Lorsque l'essai est poursuivi le quadrillage se déforme, surtout dans certaines régions, par suite de plissements (*fig. 71 bis*) et d'ondulations de la surface.



Fig. 70

× 85



Fig. 71

7.00

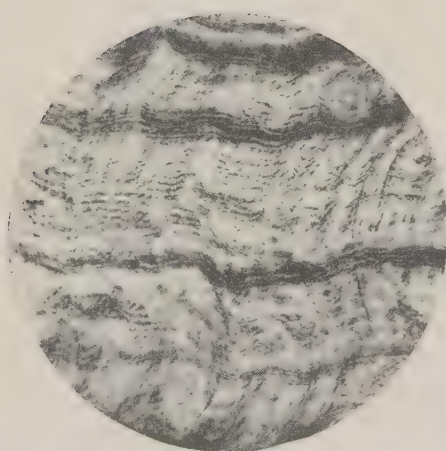


Fig. 71 bis

× 315

Ayant pris un diagramme de ce cristal aux rayons X, nous avons constaté que le cube de la maille cristalline a une face confondue avec la surface de la tôle, l'arête est inclinée de 10° sur l'axe de torsion de la bande de métal. Les lignes de glissement observées peuvent être les traces de plans (111) ou (110).

Dans les deux cas les glissements peuvent se développer avec la même intensité dans les deux directions par suite de leurs égales inclinaisons sur les directions des contraintes.

La particularité du phénomène réside essentiellement dans le fait que les glissements ne se produisent dans ce cristal que *suivant des paquets de plans réticulaires régulièrement espacés*.

Nous avons pu voir en effet sur les micrographies illustrant l'étude générale des perturbations produites dans le métal recuit, que, dans la plupart des grains d'une éprouvette, l'écartement des bandes de glissement est quelconque et assez variable d'une région à l'autre du grain. Ceci est dû aux irrégularités de la texture cristalline qui n'est jamais parfaite dans toute la masse d'un cristal.

Comment expliquer le développement beaucoup plus régulier observé ici ?

Comme première hypothèse nous avons pensé que cette équidistance des glissements résultait d'un phénomène d'ondes stationnaires dans ce cristal soumis à des vibrations. Cette interprétation nous avait été suggérée par une figure montrant l'aspect tout à fait analogue des interférences produites par des ondes ultra-sonores dans un liquide [12].

En fait, cette explication n'est pas satisfaisante. Nous verrons plus loin (chap. VII, Flexion alternée) que ce phénomène se reproduit assez fréquemment pour des conditions d'essais très différentes. Un calcul simple montre d'ailleurs que les fréquences capables de produire un tel phénomène seraient énormes (de l'ordre de 10^9). Ce phénomène est donc en relation directe avec la structure du métal. En effet, chaque fois que nous avons observé un tel quadrillage, nous avons pu constater que l'équidistance des glissements est toujours du même ordre de grandeur (légèrement supérieure à 2μ). Il est donc certain que les efforts alternés utilisés pour nos essais mettent ainsi en évidence une sous-structure de l'aluminium recuit.

Une sous-structure assez analogue a d'ailleurs été observée dans le fer par MM. CHAUDRON et MOREAU [13] en chargeant ce métal en hydrogène par électrolyse.

Le grain étudié ici — et les grains où de semblables glissements se sont produits — ont donc à cette échelle de 2μ une texture périodique mise en évidence par la régularité du développement des glissements. L'équidistance des lignes observées doit déterminer dans ce cas l'écartement minima possible de deux bandes de glissement.

En examinant dans le détail les micrographies des figures 70 et 71 nous constatons que le quadrillage n'est cependant pas parfaitement régulier sur toute la surface du grain. Les bandes de glissement sont plus marquées tantôt dans une direction, tantôt dans l'autre. Les zones ainsi mises en évidence ont en moyenne une largeur de 20μ . Nous avons donc à cette échelle un nouvel arrangement dans le cristal.

Nous allons voir maintenant un autre exemple qui montre qu'à une échelle encore plus grande (100 à 200μ) il peut exister parfois une nouvelle sous-structure du cristal.

2° Lignes de glissement en chevrons.

Les micrographies des *figures 72, 73 et 74* montrent cette disposition particulière des glissements.

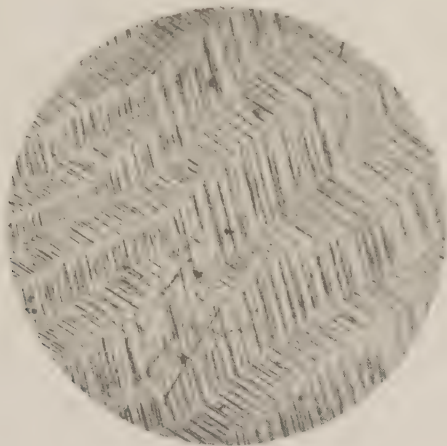


Fig. 72

Dans un même grain les glissements se produisent dans deux directions mais les deux systèmes de « slip-bands » sont discontinus et dessinent des chevrons plus ou moins réguliers à la surface du métal.

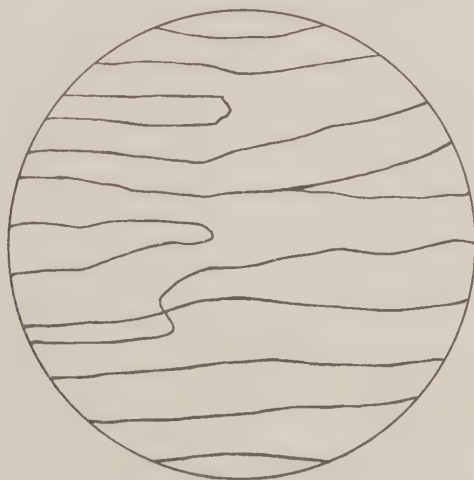


Fig. 72 bis

Sur les deux premières micrographies qui illustrent ce phénomène les chevrons forment un angle obtus de 135° .

Les deux directions de glissement sont respectivement inclinées de 20° et de 25° sur celles des contraintes de cisaillement maximum.

Le dessin en chevrons montre donc qu'il existe dans ce cristal des zones contiguës allongées, à l'intérieur desquelles la direction des glissements varie périodiquement.

Comment expliquer ce phénomène que nous avons eu l'occasion de rencontrer dans la proportion de un grain sur quatre ou cinq cents examinés ?

Plusieurs explications paraissent possibles au premier abord :

a) on peut se demander si l'essai adopté n'est pas à l'origine de tels phénomènes.

Cette explication est à rejeter pour diverses raisons.

Si la formation de chevrons était due au mode d'essai nous aurions eu l'occasion de les rencontrer beaucoup plus fréquemment. La régularité du dessin serait certainement beaucoup plus grande si cette répartition résultait, par exemple, de phénomènes d'ondes

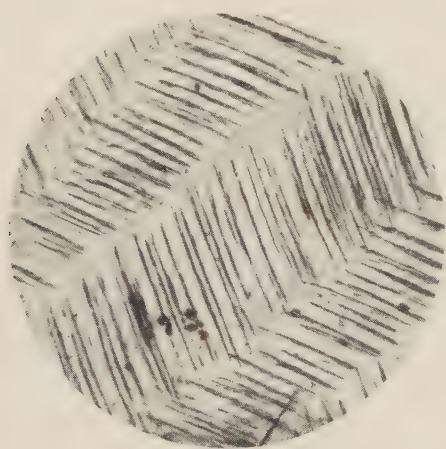


Fig. 73

× 120

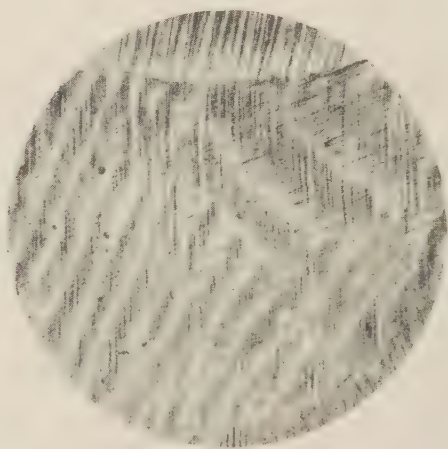


Fig. 74

× 38

stationnaires de tensions engendrés par les mouvements vibratoires imposés à l'éprouvette. On devrait alors observer dans des cristaux différents des bandes de largeurs sensiblement égales pour des conditions d'essai analogues. Or, dans les exemples donnés, la largeur d'un chevron varie entre 60 et 200 microns. Les fréquences capables de provoquer ces glissements périodiques seraient d'ailleurs ici encore beaucoup trop élevées (de l'ordre de 10^7);

b) cet arrangement régulier est dû à une orientation très particulière des directions de glissement par rapport à celles des contraintes maxima

Cette hypothèse ne suffit pas non plus.

En effet, si, comme dans le cas du quadrillage, l'orientation favorable du grain est une *condition nécessaire* pour la production simultanée de deux systèmes de glissement, cela n'explique pas pourquoi il y a formation de chevrons plutôt que formation de deux réseaux de lignes continues;

c) la texture cristalline n'est pas homogène dans l'ensemble du grain et c'est une *sous-structure du cristal* qui est mise en évidence par ce développement périodique des bandes de glissement.

Le contour des zones de la micrographie de la *figure 72* été décalqué (*fig. 72 bis*). Nous voyons que les contours sont assez irréguliers et qu'il est certain que le cristal ne contient pas de macles dont les contours seraient parfaitement rectilignes.

D'autre part, ces zones ne révèlent pas le dessin cristallin qui existait après laminage de la tôle à 600 %, avant le recuit. Elles sont en effet allongées dans une direction faisant en moyenne un angle de 50° avec la direction du laminage.

Il est certain en tout cas qu'il y a unité cristalline dans le grain considéré car le nombre des directions de glissement est limité à deux. D'ailleurs, lorsque l'essai est poursuivi et que le métal est très perturbé, nous constatons que les bandes de glissement se recoupent et arrivent quelquefois à former deux systèmes de lignes continues.

On peut donc penser que ces cristaux possèdent une sous-structure et que nous avons là un exemple de « macromosaïque » du genre de celles observées par MM. LACOMBE et BEAUJARD [14].

Nous avons pris des diagrammes X par retour en plusieurs points d'un cristal présentant ce phénomène. Il ne nous a pas été possible de déterminer avec précision les désorientations du réseau cristallin car les efforts alternés ont fortement perturbé ce réseau et il y a un astérisme marqué.

Seules les méthodes par attaque chimique peuvent, dans un tel cas, confirmer l'existence de cette sous-structure.

La micrographie de la *figure 74* montre l'aspect observé dans un autre grain. Sur cette figure deux des frontières du grain sont visibles. Les deux directions de glissement sont respectivement inclinées de 3° sur l'axe de torsion et de 17° sur la direction transversale; les portions de lignes longitudinales sont naturellement plus marquées que les portions de lignes transversales. Dans cet exemple la régularité des chevrons est beaucoup moins grande que sur les figures précédentes. Les zones ainsi dessinées sont allongées dans deux directions et leur forme est, dans une certaine mesure, en relation avec la position des frontières du grain.

Au cours de nos expériences nous avons rencontré parfois des zones intergranulaires d'un dessin encore plus compliqué.

3° Groupement des glissements en larges bandes espacées.

La micrographie de la *figure 75* donne un nouvel exemple de répartition périodique des glissements. Dans ce cas les bandes de glissement sont très épaisses, sensiblement équidistantes, avec entre elles des intervalles pratiquement sans perturbations.

A la frontière du grain on distingue cependant des amorces de glissements dans une autre direction, ce qui prouve que dans les zones restées polies la direction des glissements plus faciles n'est plus la même.

Il semble donc logique de rapprocher ce phénomène de celui étudié au 2°.

Il y a comme ci-dessus deux directions de glissement, mais ici les glissements ne se produisent vraiment que dans une seule de ces deux directions.

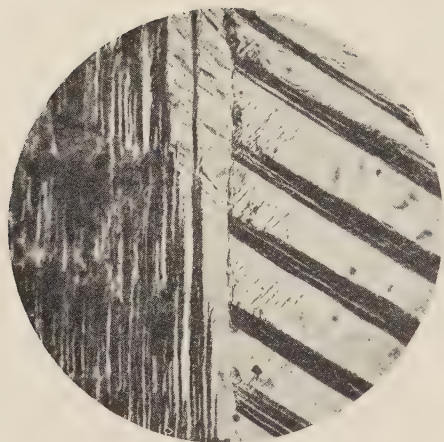


Fig. 75

× 180

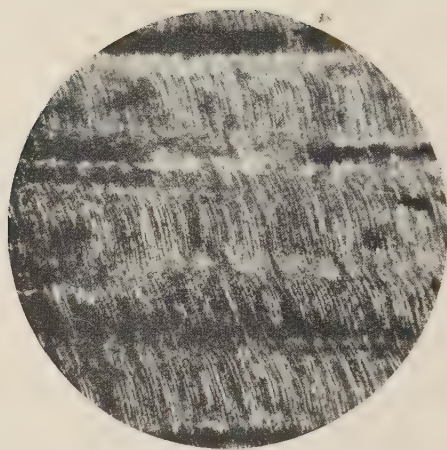


Fig. 76

× 85

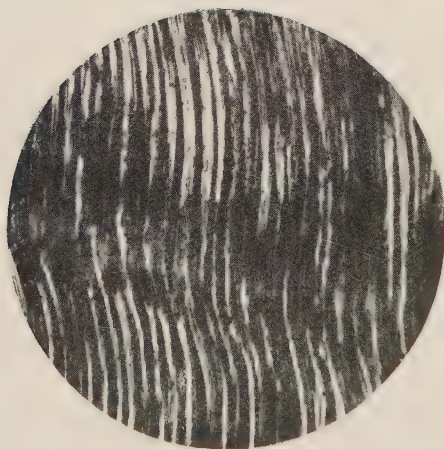


Fig. 77

315

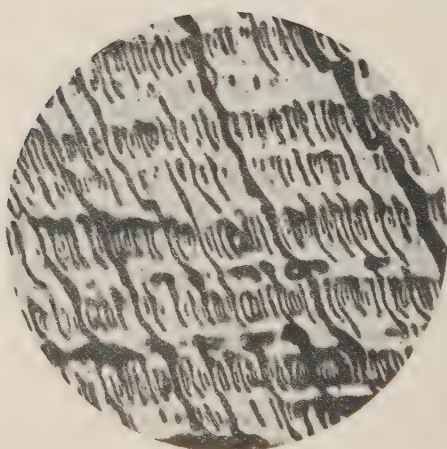


Fig. 78

50

Il y a des zones allongées dans lesquelles les directions de glissement alternent, mais ici une des directions de glissement est confondue avec la direction générale des zones.

Enfin, les limites de zones sont ici rectilignes.

Comme dans les exemples précédemment étudiés, il existe dans ce grain une périodicité très marquée de la texture cristalline.

4° Ondulations de la surface.

Nous avons déjà signalé que des plissements se produisaient à la surface des grains et nous étudions ici les premières manifestations de ces vallonements.

Les micrographies des *figures* 76 et 77 ont été prises à la surface d'une éprouvette essayée sous un taux de 5 kg/mm² après 160 000 alternances. Les bandes de glissement ondulent d'une façon bien régulière et l'on commence à distinguer des creux et des bosses à la surface qui, initialement, était bien plane. Il est facile, avec un objectif à faible profondeur de champ, et en utilisant notre dispositif de mesure des profondeurs, de connaître l'importance exacte de ces dénivellations. Entre un creux et une bosse, il y a en moyenne une différence de niveau de 1/100 de mm. Certaines dénivellations atteignent 2/100 de mm.

Lorsque le taux de contrainte est beaucoup plus élevé, ces plissements deviennent très importants, comme nous l'avons vu sur les *figures* 58 à 60.

Au début d'un essai, les lignes de glissements sont toujours rectilignes. Les ondulations indiquent les premiers plissements de la surface, plissements qui ne se produisent que lorsque le taux de contrainte est suffisamment grand.

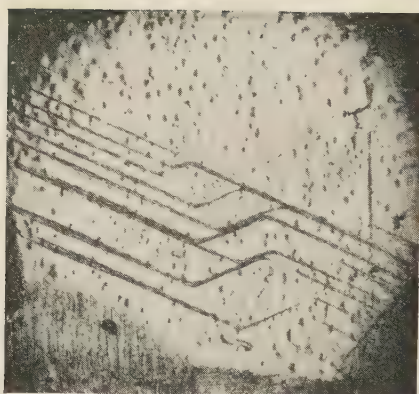
Ces observations confirment que pour l'aluminium recuit chaque grain se comporte d'une façon bien particulière. On ne remarque jamais un plissement uniforme de la surface de l'éprouvette. Ce sont les grains les moins durs qui doivent être affectés les premiers par ces déformations plastiques.

La micrographie de la *figure* 78, donnée à titre documentaire, montre la destruction progressive de ces ondulations au cours d'un polissage électrolytique.

5° Décrochements dans les glissements.

Comme dernier exemple de développement anormal des glissements nous allons étudier un phénomène assez curieux de décrochement des bandes de glissement.

La première micrographie qui montre l'aspect du grain en question (*fig.* 79) a été prise après 25 000 alternances. Les bandes de glissement qui ne présentent aucun caractère particulier sur la plus grande partie du grain, obliquent en un certain point suivant un angle de 130°, puis reprennent un peu plus loin leur direction primitive. Les coudes ainsi produits sont localisés dans une zone assez restreinte, mais ils ne sont pas disposés le long d'un contour bien défini et nous n'avons certainement pas d'enclave cristalline à l'intérieur du grain. Quelques glissements ont d'ailleurs traversé sans déviation cette zone de comportement anormal, ce qui montre bien qu'il y a une continuité cristalline.



25 000 all.

Fig. 79

31



15 000 all.

Fig. 80

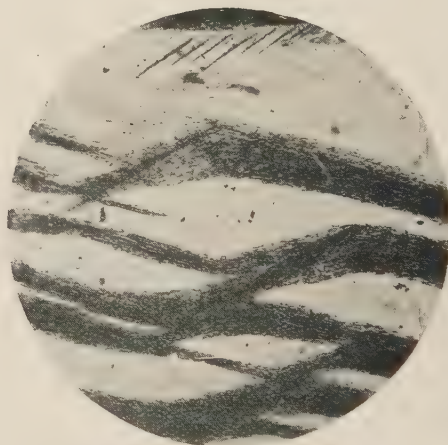
14



15 000 all.

Fig. 81

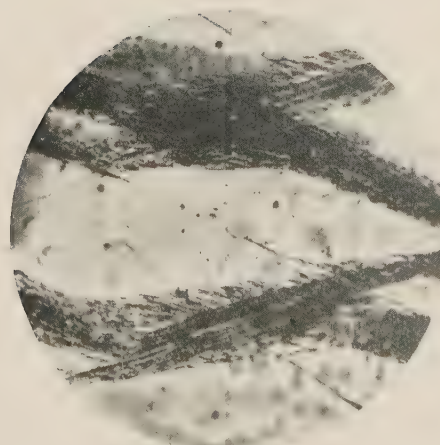
85



80 000 all.

Fig. 82

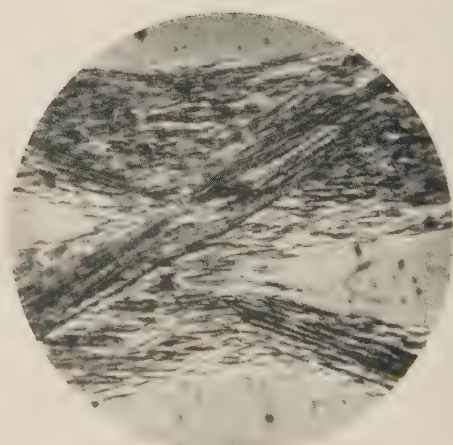
85



15 000 all.

Fig. 83

180



80 000 all.

Fig. 84

315

D'autres coudes se sont révélés lorsque l'essai a été poursuivi. La *figure* 80, prise après 45 000 alternances, montre l'aspect de la surface éclairée en lumière oblique.

Les micrographies ci-contre (*fig.* 81 à 84) montrent, à divers grossissements, le détail de ces coudes après 45 000 et 80 000 alternances. Des remarques importantes peuvent être faites immédiatement.

Tout d'abord, les bandes observées sont formées par la juxtaposition de lignes plus ou moins discontinues et ondulées, visibles à un fort grossissement. Leur distance est de l'ordre du micron dans les régions où elles peuvent être séparées.

Ensuite, la déviation des bandes de glissement se fait suivant un arrondi et non d'une manière brusque comme cela se produit au niveau d'une surface intergranulaire ou au croisement de deux systèmes de glissement.

Il y a dans ce cristal deux directions de glissement; sur les *figures* 81 et 82 nous distinguons à la limite du grain des amorces de bandes de glissement dans la direction de la déviation. En déterminant aux rayons X l'orientation du cristal dans la tôle nous avons constaté que ces deux directions de glissement correspondaient à deux plans (111) ayant sensiblement la même inclinaison sur les directions des tensions de cisaillement maximum. Les plus longues bandes correspondent à la direction la plus favorable.

Mais on peut se demander ce qui a favorisé dans une certaine région du grain les glissements dans la seconde direction, et pourquoi le recoupement des deux systèmes de bandes de glissement se fait avec une forme arrondie.

Pour donner une explication de ce développement des « slip-bands » nous avons fait un rapprochement avec des observations de l'état superficiel du grain.

Sous un grossissement moyen ou fort, avec un éclairage normal, la surface du grain apparaît bien polie et bien plane. Il n'en est plus de même lorsqu'on utilise un faible grossissement : si la mise au point n'est pas faite exactement sur la surface (légèrement au-dessus) ou si l'éclairage n'est pas exactement normal, on voit apparaître sur le métal (*fig.* 79 et 81) une série d'alvéoles de formes variées et géométriquement quelconques. Ces contours sont particulièrement bien mis en évidence en lumière polarisée, avec nicols presque à extinction; le cloisonnement apparaît alors en gris clair sur fond presque noir.

L'aspect cloisonné de la surface cristalline peut faire penser à une surstructure du cristal, mais des observations faites sur d'autres éprouvettes nous ont amené à supposer que cet état est purement superficiel et qu'il est dû à un polissage électrolytique défectueux ou insuffisant. Un polissage mécanique préalable favorise beaucoup la formation de ces alvéoles; certains grains, qui sont probablement moins durs, présentent alors une surface d'aspect plus cloisonné que celle des grains voisins. Mais il y a la plupart du temps, d'un grain au grain contigu, continuité dans l'aspect et la direction générale des alvéoles. En particulier les lignes brillantes limitant ces alvéoles traversent les joints de grains sans aucune modification.

Ces alvéoles disparaissent progressivement lorsque la couche de métal enlevée par polissage électrolytique augmente d'épaisseur. Les contours deviennent de moins en moins visibles et de moins en moins nombreux. Il semble ainsi que ces contours lumineux sont des focales produites par des dénivellations de très faible rayon de courbure, sillonnant la surface insuffisamment polie.

Nous nous sommes donc demandé si les décrochements observés dans les bandes de glissement n'étaient pas dus à l'état superficiel assez défectueux du grain étudié.

Sur la *figure 79* nous voyons en effet que les déviations se sont surtout produites dans une région du grain où les alvéoles sont très nombreux.

L'examen d'une ligne de glissement fine, au premier stade de la formation d'une bande, montre que le cheminement de cette ligne n'est pas insensible à la présence des alvéoles. Les lignes de glissement contournent de place en place un alvéole pour reprendre ensuite leur direction primitive. Ces lignes paraissent ainsi formées de tronçons de même direction générale mais plus ou moins ondulés et déplacés latéralement les uns par rapport aux autres.

Il est possible d'admettre qu'au lieu d'imposer à une ligne de glissement un déplacement latéral, un alvéole lui donne un déplacement angulaire et l'oriente ainsi dans une autre direction de glissement facile. Les bandes de glissement auraient pu ainsi se développer dans la seconde direction qui est, à quelques degrés près, aussi favorable que la première. Si l'on admet cette explication, le cas étudié montre l'influence de l'état superficiel sur le développement des glissements. Mais il est encore possible que cet aspect particulier des glissements provienne des restes d'écrouissage et de durcissement de la couche superficielle incomplètement éliminée par le polissage électrolytique.

En terminant ce chapitre, nous voudrions souligner une fois encore l'intérêt des travaux métallographiques qui permettent peu à peu d'aller plus en avant dans la connaissance de la structure des métaux. Il est donc normal de voir qu'à l'heure actuelle cette méthode de travail est de plus en plus recherchée et qu'un avenir important est toujours ouvert devant elle.

Dans le chapitre suivant, où, pour généraliser encore nos résultats précédents, nous utilisons l'essai de flexion alternée, nous aurons encore l'occasion de rencontrer des aspects bien particuliers de glissements dans les cristaux.

LA FLEXION ALTERNÉE DE L'ALUMINIUM

Nous avons, donné au chapitre III les caractéristiques de l'essai adopté. Comme pour l'étude en torsion alternée, la forme plane des éprouvettes facilite grandement les observations métallographiques.

Les micrographies sont disposées de telle façon que la direction verticale est celle de l'axe de l'éprouvette (direction de la contrainte principale de traction-compression). Les contraintes de cisaillement qui se sont révélées si actives dans les essais de torsion sont donc inclinées à 45° sur cette verticale.

1° Comportement de l'aluminium écroui.

Le métal était le même que celui qui a servi pour les essais en torsion alternée : aluminium pur laminé (écrouissage 600 %). Les éprouvettes ont été prélevées dans le sens du laminage.

Les essais ont été effectués en général sous des taux de contrainte élevés et les perturbations se sont développées rapidement.

Voici par exemple les caractéristiques de l'éprouvette qui a permis l'obtention des quatre premières micrographies :

$$L = 70 \text{ mm}, \quad e = 1 \text{ mm}, \quad \Theta = 5 \text{ grades},$$

ce qui donne, par application de la formule (10) :

$$\sigma = 7,6 \text{ kg/mm}^2 \quad \text{en prenant} \quad E = 6\,750 \text{ kg/mm}^2.$$

Les figures 85 et 86 prises au même grossissement après 60 000 alternances montrent l'état de deux zones situées, respectivement, au voisinage de l'encastrement oscillant et au voisinage du support fixe. La zone située du côté oscillant est malgré tout plus perturbée car l'éprouvette adoptée n'a pas exactement la forme du solide d'égale résistance.

Les perturbations sont alignées dans la direction transversale. A un grossissement plus élevé (*fig. 87*) ces amorces de fissures ont le même aspect que celles que nous avons observées en torsion alternée (*fig. 38*). Il s'agit de plissements de la surface qui se transforment par la suite en déchirures.



Fig. 85

× 85

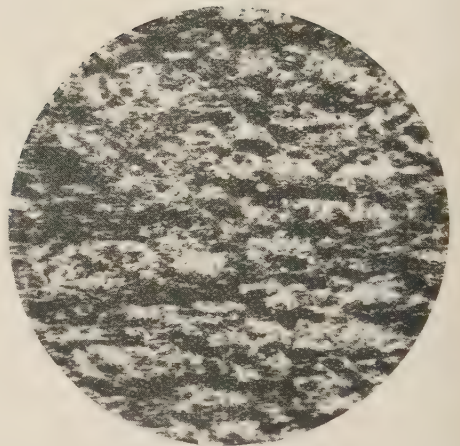


Fig. 86

× 85

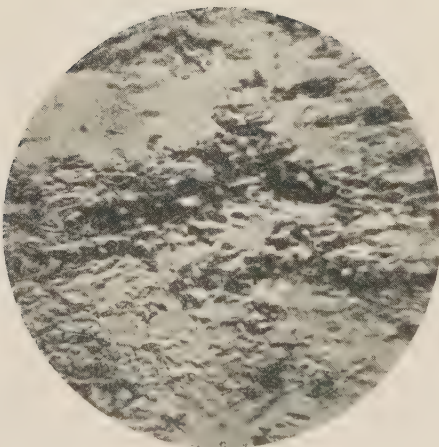


Fig. 87

× 85

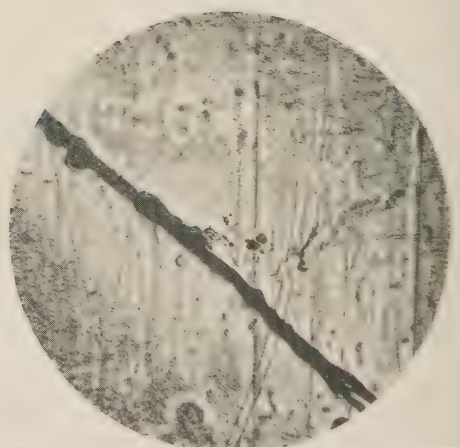


Fig. 88

× 85

Cette éprouvette s'est rompue transversalement à 8 mm de l'encastrement oscillant après 110 000 alternances. Il n'y a eu qu'une seule direction de fissuration : la direction transversale. On peut expliquer ceci par le fait que les efforts de compression produisent à la surface de microscopiques plissements perpendiculaires à la direction des efforts; les tractions entraînent, par la suite, de microscopiques déchirures qui, par leur jonction, donneront des fissures. Les contraintes de cisaillement maximum ne semblent donc pas intervenir.

Une observation fortuite nous a permis d'établir le rôle du durcissement par écrouissage. Sur la *figure 88* les perturbations produites par la fatigue sont bloquées à 2/10 de mm de part et d'autre d'une rayure qui avait été faite à la surface de l'éprouvette à l'aide d'une pointe à tracer. L'écrouissage est donc important dans toute la zone non perturbée, puisque le métal a mieux résisté à la fatigue.

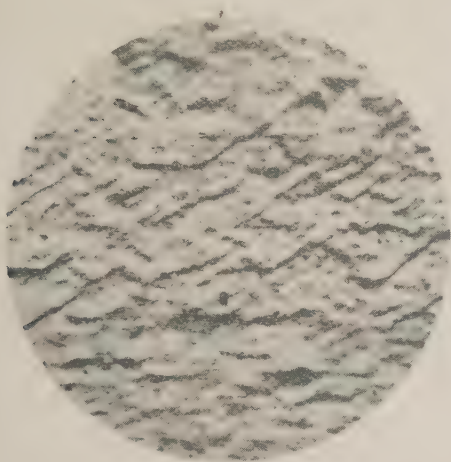


Fig. 89

× 120

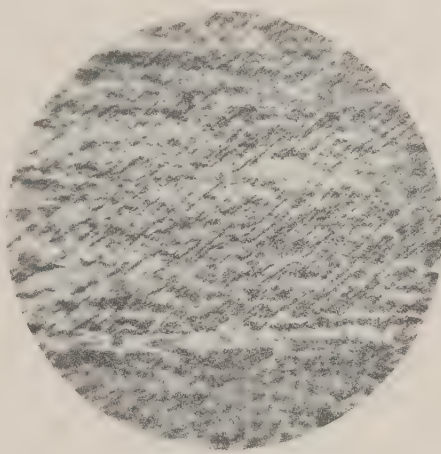


Fig. 90

× 50

Mais alors que dans l'essai en torsion alternée le mécanisme de la fatigue est toujours le même, la progression de la fatigue ne se fait plus d'une façon unique dans l'essai en flexion alternée et nous allons indiquer par exemple un autre type de fissuration qui nous a laissé assez perplexe.

Les micrographies des *figures 89* et *90* montrent l'aspect de cette fissuration : les fissures sont obliques et font un angle de 55° avec l'axe de l'éprouvette. Le phénomène est donc curieux puisque cette direction ne correspond pas à une des directions de cisaillement maximum. D'autre part, il ne se produit pas de fissures dans la direction symétrique par rapport à l'axe. Cette fissuration ne résulte pas non plus d'une structure fibreuse produite par le laminage puisque la direction du laminage est celle de l'axe de l'éprouvette. Nous avons observé à plusieurs reprises un mode de fissuration analogue avec des inclinaisons variables de la direction des fissures sur l'axe (de 50 à 60°).

Nous avons enfin, à titre de comparaison, essayé une éprouvette sous un taux de contrainte très élevé. Des flexions importantes, véritables pliages de l'éprouvette,

entraînent après quelques milliers d'alternances la formation de fissures transversales assez espacées mais très marquées (*fig. 91*).

Par ces quelques exemples, il apparaît que les dislocations d'une éprouvette d'aluminium écroué soumise à des flexions alternées ne résultent pas d'un mécanisme aussi constant que dans le cas de la torsion alternée.

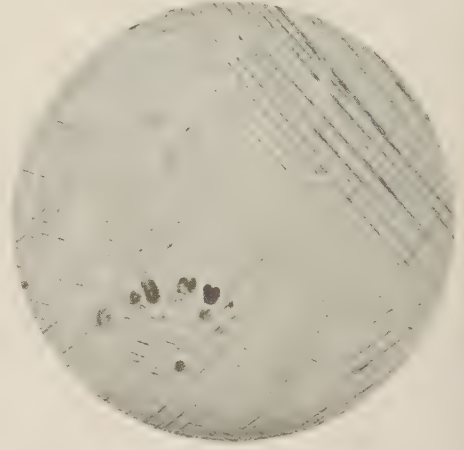
2° Comportement de l'aluminium recuit.

Par suite de la très faible rigidité du métal recuit plusieurs heures à 600°, la flexion ne se produit pas toujours conformément au schéma de l'essai. L'éprouvette est naturellement moins bien guidée que dans l'essai de torsion alternée et la ligne élastique devient quelquefois sinusoïdale. On évite cet inconvénient en adoptant des éprouvettes courtes et une amplitude très faible de la rotation de l'encastrement.



Fig. 91

× 120



9 000 alt.

Fig. 92

× 38

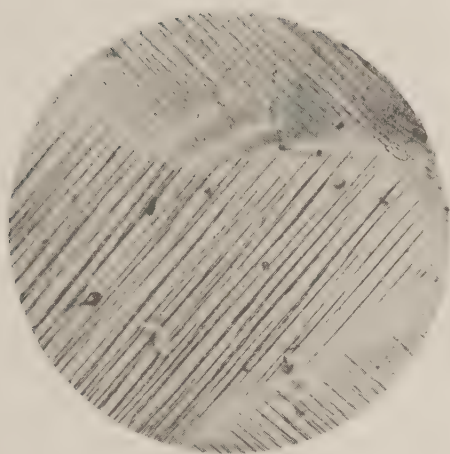
Voici par exemple les caractéristiques d'une éprouvette utilisée :

$$L = 34 \text{ mm}, \quad e = 1 \text{ mm}, \quad \Theta = \frac{13}{1\,000} \text{ radian}$$

ce qui, en prenant $E = 6\,750 \text{ kg/mm}^2$, donne pour valeur de la contrainte maximum $\sigma = 2,58 \text{ kg/mm}^2$.

Un premier examen après 9 000 alternances nous permet de distinguer quelques bandes de glissement (*fig. 92*). Nous observons que ces glissements prédominent dans les directions qui font sensiblement un angle de 45° avec l'axe de l'éprouvette. Les glissements se produisent donc principalement suivant les plans de cisaillement maximum.

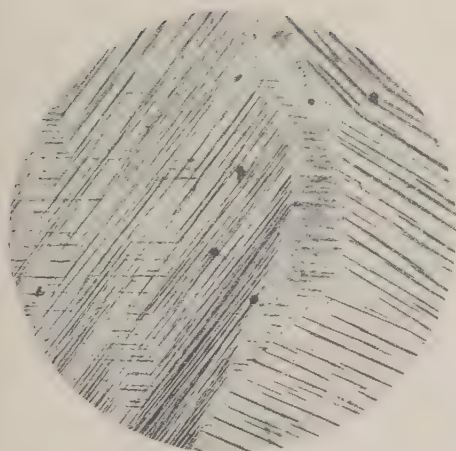
Quelques glissements se produisent cependant dans la direction perpendiculaire à l'axe, ou dans la direction de cet axe.



24 000 alt.

Fig. 93

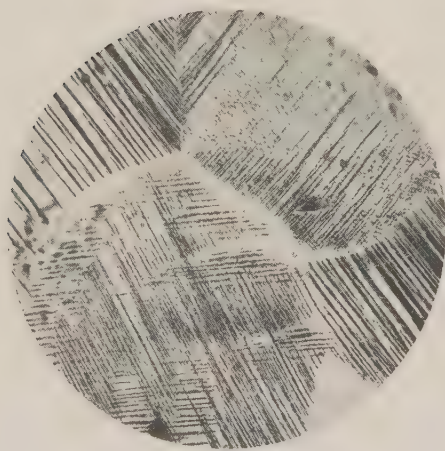
× 38



24 000 alt.

Fig. 94

× 38



54 000 alt.

Fig. 95

× 38

Après 24 000 alternances les glissements se sont intensifiés et, comme dans le cas de l'essai en torsion alternée, le dessin granulaire se révèle nettement. Les « slip-bands » envahissent en général tout le grain et sont bloquées aux frontières. Les figures 93 et 94 montrent l'aspect des glissements à ce stade de l'essai.

Sur la figure 95 prise après 54 000 alternances on distingue sur un grain un double système de bandes de glissement, mais dans ce cas les glissements restent bloqués à une petite distance du joint de grain, ce phénomène est assez rare. Les frontières sont d'ailleurs très bien marquées à ce stade de l'essai.

Sous ce taux de contrainte relativement faible, la progression de la fatigue n'est pas très rapide et l'essai pourrait être poursuivi très longtemps sans que la rupture se produise.

Les micrographies ci-contre (fig. 96 à 99) montrent quelques aspects des glissements après 534 000 alternances. Ces micrographies sont très contrastées, les grains présentant tous les aspects depuis le poli parfait (fig. 96) jusqu'à un état de surface très perturbé par suite d'un développement très important des glissements.

Sur la figure 98 nous distinguons à nouveau des bandes de glissement qui restent bloquées, semble-t-il, à l'intérieur d'un grain. En fait, il s'agit d'un grain très allongé qui n'a pas été absorbé par son voisin au cours du recuit.

Sur la figure 99 nous notons une curieuse répartition des glissements. Dans ce cas, nous n'avons pas formation de chevrons car seule, une direction de glissement se révèle, mais il y a manifestement une périodicité dans la texture cristalline de ce grain.

Pour étudier plus à fond le mécanisme de la fissuration, il faut utiliser des taux de contrainte plus élevés. Nous avons d'ailleurs montré pour les essais en torsion alternée que les perturbations sont de même nature pour des taux de 3 et 6 kg/mm² par exemple, mais que dans le second cas la progression est naturellement beaucoup plus grande.

Voici par exemple les caractéristiques d'une autre éprouvette :

$$L = 30 \text{ mm}, \quad e = \frac{98}{100} \text{ mm}, \quad \Theta = \frac{26}{1\,000} \text{ radian},$$

ce qui donne $\sigma = 5,9 \text{ kg/mm}^2$.

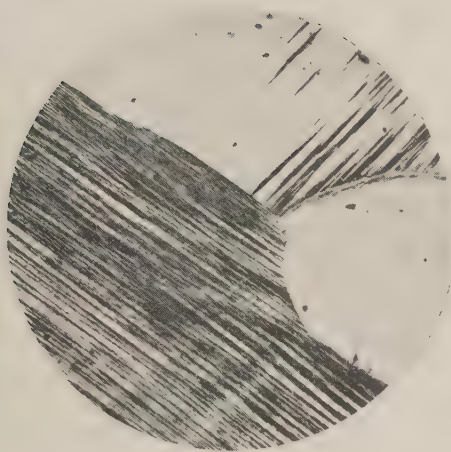
La rupture s'est alors produite après 350 000 alternances.

Au cours de cet essai, tout en recherchant le mode de fissuration lors de la rupture, nous avons étudié la structure fine des glissements dans la mesure permise par l'emploi d'un microscope métallographique ordinaire. C'est-à-dire à des grossissements de l'ordre de 1 300 au maximum, sans agrandissement photographique.

Les aspects des glissements à ces grossissements élevés sont très variés et nous n'étudierons ici que deux exemples :

- le croisement de bandes de glissement et
- l'apparition de quadrillages.

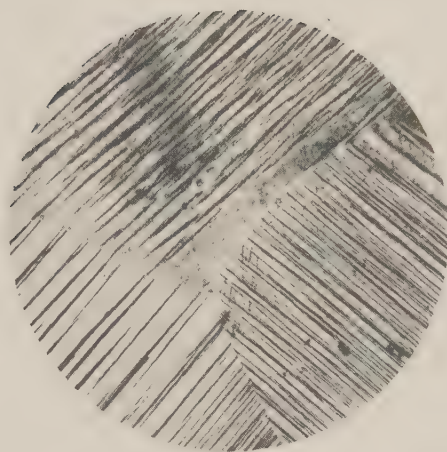
Sur les figures 100, 101 et 102 nous voyons comment peut se présenter le recouvrement de deux systèmes de glissements.



534 000 alt.

Fig. 96

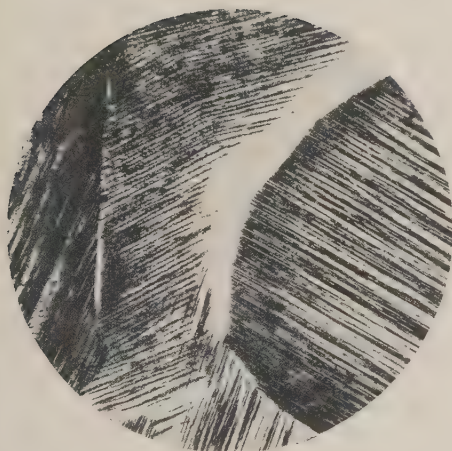
× 38



534 000 alt.

Fig. 97

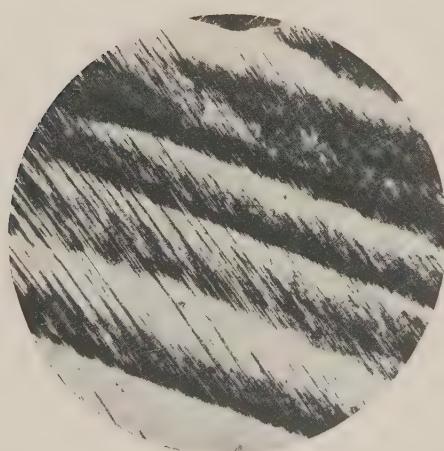
× 38



534 000 alt.

Fig. 98

× 38



534 000 alt.

Fig. 99

× 38

Les deux premières figures montrent l'aspect de grain où les deux systèmes se perturbent mutuellement, avec apparition de sillons importants.

Sur la dernière, au contraire (où les glissements sont d'ailleurs moins développés), les bandes se croisent sans dénivellations à leur rencontre.

Lorsque des glissements se produisent dans deux directions il peuvent donc, soit se perturber mutuellement, soit se développer tout à fait indépendamment les uns des autres.

Les bandes de glissements ont d'ailleurs, dans les deux cas, des aspects différents. Sur les *figures* 100 et 101 les bandes sont continues et chacune a une largeur à peu près constante qui dépend du nombre des plans de glissement juxtaposés.

Sur la *figure* 102 l'intérieur d'une bande se décompose en un très grand nombre de petits tronçons de forme irrégulière (comme sur la *fig.* 84) et les bords de celle-ci sont également ondulés. On distingue également la forme effilée des bandes de glissement à leur extrémité. Les glissements se propagent suivant quelques plans réticulaires au voisinage desquels se développent les glissements ultérieurs.

Les *figures* 103 à 106 montrent de nouveau la formation de quadrillages dont le premier exemple avait été signalé dans le chapitre VI (p. 64).

Aux faibles grossissements, le grain peut paraître avoir gardé son poli initial, ou bien il peut devenir gris ou noir sur le cliché, le pouvoir réflecteur étant très diminué par suite du grand nombre des glissements. Un même grain peut aussi prendre un aspect très contrasté suivant les régions (*fig.* 103).

Ces quadrillages, qui se produisent assez fréquemment, ne sont décelables qu'aux forts grossissements. Il semble qu'une des conditions nécessaires au développement de ce phénomène est que les directions de glissement fassent sensiblement le même angle avec les directions des contraintes de cisaillement maximum.

Le quadrillage est en général rectangulaire. Sur la micrographie de la *figure* 106 cependant, l'angle des deux directions est de 78° . Comme nous l'avons déjà indiqué l'équidistance des lignes est sensiblement constante et comprise entre 2,1 et 2,4 microns.

Lorsque l'essai de fatigue est poursuivi dans le domaine des déformations plastiques, le quadrillage se déforme et l'on décèle parfois des bandes sombres (pliages) qui se superposent au dessin initial (*fig.* 104).

Ces observations faites au cours de l'essai de fatigue en flexion alternée, confirment que dans ces grains les glissements ne se produisent que suivant des paquets de plans réticulaires régulièrement espacés où la résistance au cisaillement est minimum. Il y a donc, dans ce cas, un arrangement particulier de l'édifice cristallin.

Nous devons encore faire une remarque sur la micrographie de la *figure* 105. Sur cette figure on distingue une limite intergranulaire assez mal marquée. A un grossissement faible, cette limite est plus nette. On la distingue ici par le fait que dans l'un des grains le quadrillage est régulier (la *fig.* 106 en est un agrandissement), tandis que dans l'autre, au quadrillage qui n'a pas exactement la même orientation, se superposent des bandes de glissements plus épaisses et plus éloignées les unes des autres. Ces bandes ont d'ailleurs tendance à se prolonger un peu au delà de la frontière. Nous avons ici

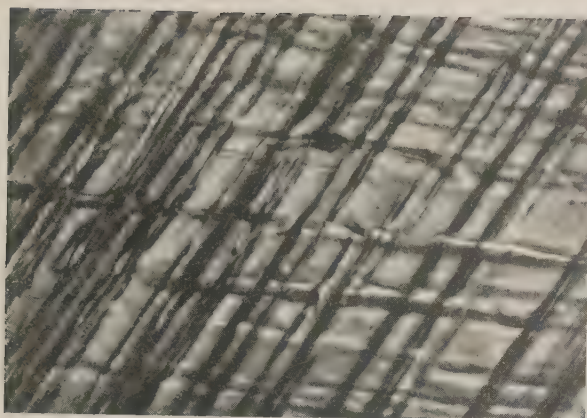


Fig. 100

× 990

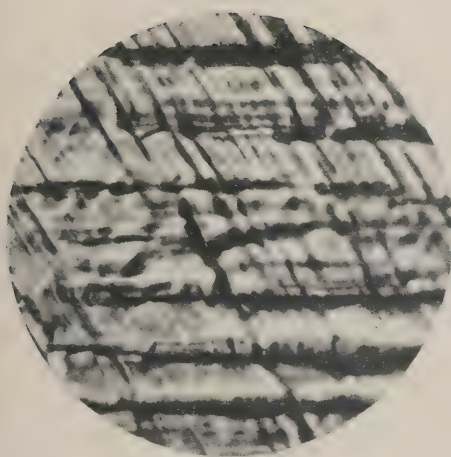


Fig. 101

× 750

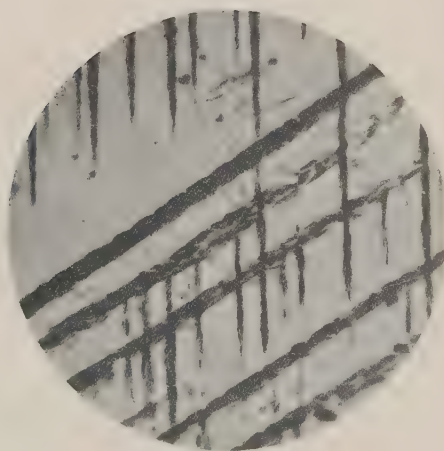


Fig. 102

× 450

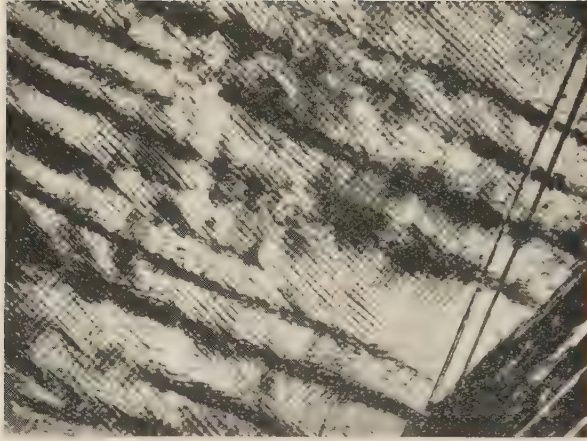


Fig. 104

× 430

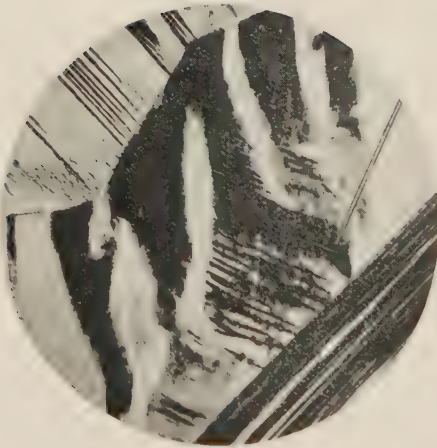


Fig. 103

85

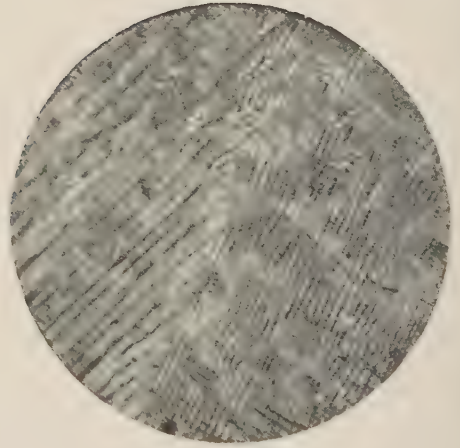


Fig. 105

× 450

deux grains d'orientation extrêmement voisines et entre ceux-ci existe une véritable zone de transition, dans laquelle les divers glissements possibles se combinent.

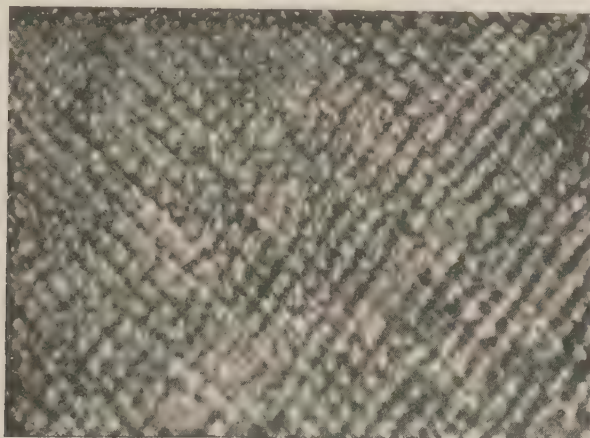


Fig. 106

× 1200

Sous ce taux de contrainte élevé les perturbations superficielles deviennent rapidement très importantes. Les micrographies que nous venons d'étudier ont été prises après **15 000** et **30 000** alternances.

Comme dans l'essai de torsion alternée nous observons des déchaussements de grain et les limites intergranulaires sont beaucoup plus marquées que dans un essai de traction continue.

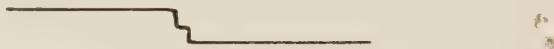


Fig. 107

× 450

La micrographie de la *figure 107* montre l'importance de la dénivellation qui peut se produire entre deux grains voisins. Dans cet exemple la différence de niveau est de

2/100 de mm et nous avons constaté que le passage d'un grain à l'autre se fait en escalier (schéma ci-dessous). C'est-à-dire qu'il se produit une sorte de bourrelet à la limite d'un grain.



Lorsque nous examinons l'éprouvette après la rupture, nous constatons que la cassure est transversale et que son cheminement est très complexe. Cette cassure s'est produite à 5 mm de l'encastrement oscillant. La cassure est très déchiquetée et il y a des amorces de fissures dans plusieurs directions. Il est d'ailleurs pratiquement impossible de trouver un lien entre ces fissures et les glissements et dénivellations dont nous avons suivi pas à pas la progression au cours de l'essai.

Cette étude de la flexion alternée de l'aluminium qui termine cette longue partie consacrée à l'étude du mécanisme de la fatigue dans l'aluminium, nous a permis de confirmer dans l'ensemble les résultats que nous avait fournis l'étude en torsion alternée.

Le *métal écroui* se fissure en de nombreuses régions et ces fissures se développent dans des directions bien déterminées. Ceci résulte de l'élasticité et d'une certaine homogénéité du métal durci par un traitement mécanique.

Dans le *métal recuit*, beaucoup plus plastique, la fissuration ne peut être décelée qu'en fin d'essai et les phénomènes les plus caractéristiques qui progressent peu à peu avec le nombre d'alternances, sont des glissements bien individualisés dans chaque grain et des déformations plastiques importantes au niveau des limites intercrystallines.

Mais cette différence dans les comportements du métal écroui et du métal recuit est-elle particulière à l'aluminium, ou, au contraire, générale ? Résulte-t-elle simplement du fait d'une différence de dureté ?

C'est ce que nous avons essayé d'élucider en étudiant par la même méthode d'autres métaux.

TROISIÈME PARTIE

RÉSULTATS

FOURNIS PAR L'ÉTUDE

D'AUTRES

MÉTAUX ET ALLIAGES

LA TORSION ALTERNÉE DU FER

Dans ce chapitre nous étudions plus particulièrement le comportement du fer pur commercial (fer Armeo), d'abord au point de vue endurance en abordant l'influence de certains facteurs, puis à l'échelle du grain cristallin en suivant au microscope le développement des perturbations superficielles causées par la fatigue.

Nous avons utilisé des tôles de 10/10 de mm dont les phases successives de fabrication par laminage ne nous ont pas été précisées.

1. — INFLUENCE DE DIVERS FACTEURS SUR L'ENDURANCE

1° Influence de l'orientation de l'éprouvette par rapport à la direction du laminage.

Nous avons prélevé dans la tôle des bandes dont le grand axe faisait avec la direction du laminage les angles de 0°, 26°30', 45°, 63°30' et 90°, comme pour nos essais avec l'aluminium.

Les conditions des essais étaient les suivantes :

$$L = 57 \text{ mm}, \quad l = 10 \text{ mm}, \quad e = \frac{95}{100} \text{ mm en moyenne},$$

$$\Theta = 10 \text{ grades}, \quad \tau_{\max} = 22,25 \text{ kg/mm}^2 \quad \text{avec} \quad G = 8\,500 \text{ kg/mm}^2;$$

fréquence 6 000 cycles/mn.

Les essais ont donc été effectués sous un taux de fatigue notablement supérieur à la limite de fatigue du fer qui est $\tau = 10,5 \text{ kg/mm}^2$ dans le cas de la torsion alternée. Nous avons essayé cinq éprouvettes dans chaque cas sans préparation de l'état de surface (tôle à l'état brut de laminage).

Le tableau V donne les nombres d'alternances amenant la rupture. La courbe 1 de la *figure 108* donne la variation de la moyenne de N avec l'orientation. La variation est beaucoup moins importante que pour l'aluminium et le diagramme a une forme différente.

La *figure 109* est la photographie des vingt-cinq éprouvettes utilisées pour cet essai. Dans tous les cas la cassure se produit dans la zone centrale de l'éprouvette et nous aurons plus loin l'occasion de revenir sur ce point. La cassure se produit en moyenne

à 45° et toujours suivant une direction très voisine de celle du laminage. Cette direction est en effet facile à repérer grâce aux impuretés qui se trouvent alignées à la surface par le laminage. Sous cet aspect macrographique la cassure semble correspondre à une rupture suivant la direction des tensions normales maxima. Un examen microscopique montre qu'il n'en est rien, la cassure est en escalier et la fissuration s'est produite encore suivant les directions de cisaillement maximum. Nous aurons plus loin l'occasion de présenter quelques micrographies illustrant ce fait.

Pour l'orientation 0° nous observons assez souvent une cassure suivant deux directions et sur une grande longueur.

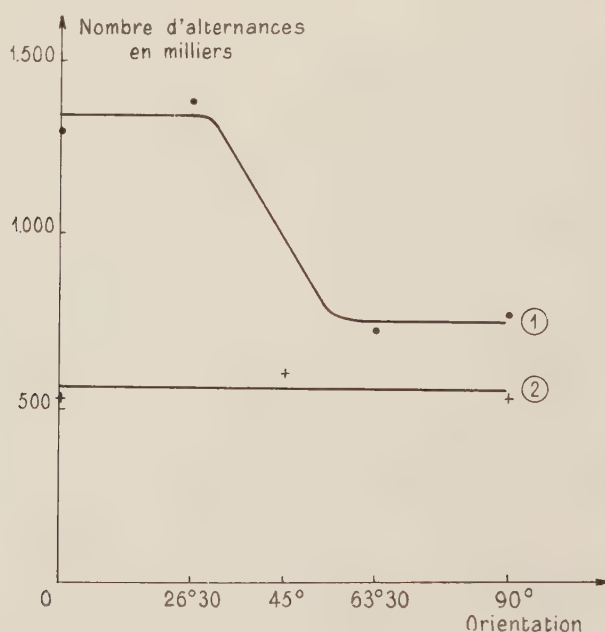


Fig. 108

2° Influence de l'état de surface.

Nous avons effectué une nouvelle série d'essais avec des éprouvettes qui avaient été polies électrolytiquement dans un bain de polissage Jacquet. Ce traitement a diminué de 2/100 de mm au maximum l'épaisseur de l'éprouvette et n'a que peu modifié la valeur du taux de contrainte (21,8 au lieu de 22,25 kg/mm²). Cette diminution du taux de fatigue ne devrait qu'augmenter la vie de l'éprouvette; or, *toutes les éprouvettes polies cassent beaucoup plus vite*. L'influence de l'orientation disparaît complètement, comme le montrent les valeurs moyennes des nombres d'alternances relevés au cours de ces essais :

Orientat	0°	45°	90°
N	525 000	597 500	538 500

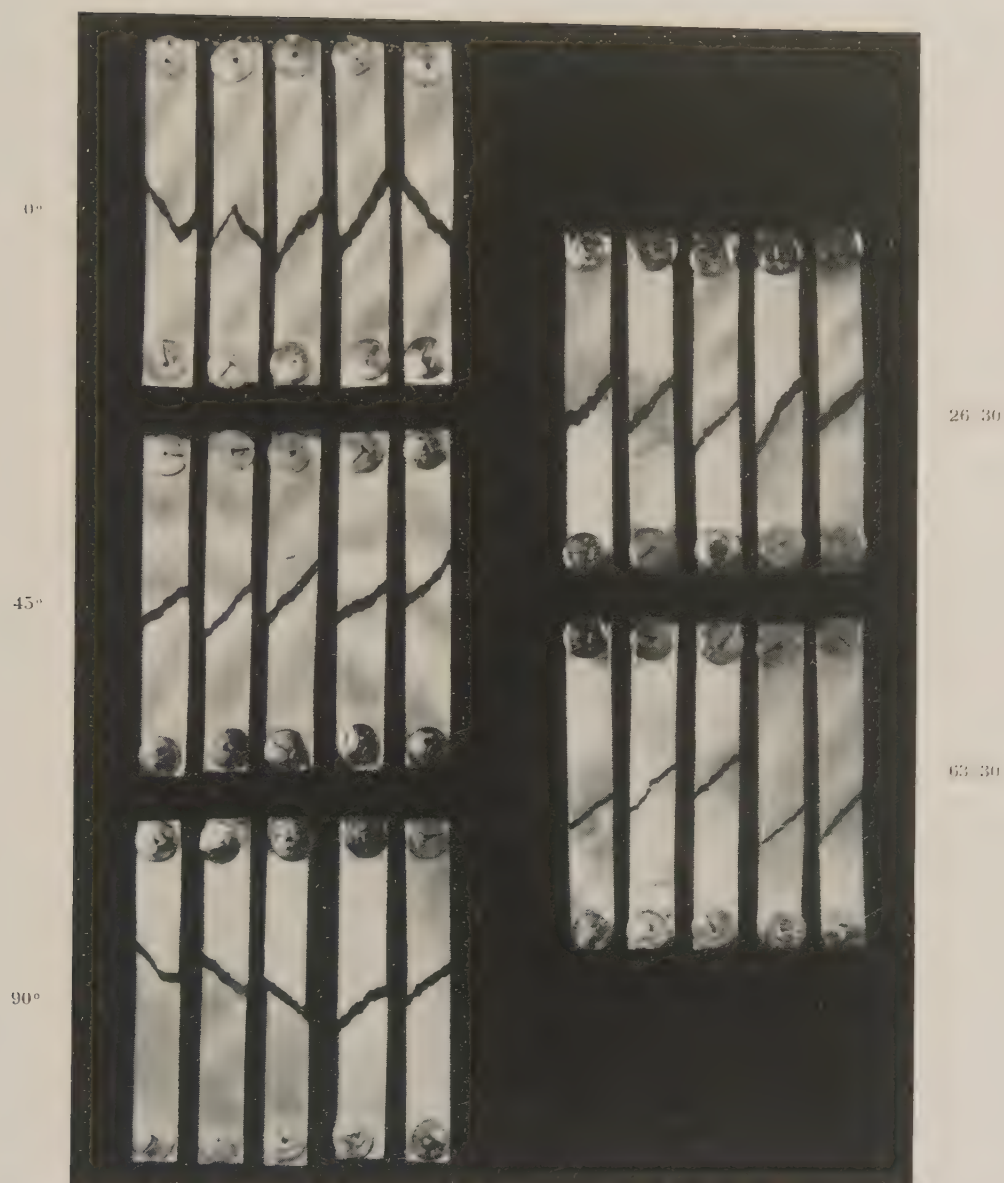


Fig. 109. — Relation entre les directions des cassures et du laminage

TABLEAU V

ORIENTATION	NUMÉRO	NOMBRE D'ALTERNANCES	N MOYEN f ²
0°	1	1 471 000	1 275 000
	2	757 000	
	3	1 296 000	
	4	1 126 000	
	5	1 729 500	
26° 30'	1	927 300	1 373 440
	2	1 767 300	
	3	1 267 000	
	4	1 661 400	
	5	1 244 200	
45°	1	805 000	988 600
	2	833 000	
	3	962 500	
	4	1 127 500	
	5	1 214 800	
63° 30'	1	630 000	727 560
	2	761 000	
	3	615 600	
	4	895 500	
	5	735 700	
90°	1	555 000	772 000
	2	612 000	
	3	855 000	
	4	808 000	
	5	1 030 200	

Ces résultats sont reportés sur la courbe 2 de la *figure 108*. La rupture se produit même beaucoup plus vite que dans le cas le plus défavorable d'une éprouvette à l'état brut de laminage. D'autre part, la dispersion des résultats est très faible : pour l'orientation 0° par exemple N est compris entre 487 200 et 553 800 alors que pour les éprouvettes à l'état brut les nombres d'alternances observés étaient compris entre 757 000 et 1 729 500 pour cette même orientation.

La couche superficielle produite par le laminage a donc une grande dureté et améliore la résistance dynamique de l'éprouvette, mais elle est hétérogène et améliore beaucoup plus cette résistance dans certaines directions que dans d'autres.

Des mesures de micro-dureté superficielle montrent d'ailleurs que le polissage fait passer la dureté Vickers de 141 à 121 (dureté sous charge de 300 g pendant 30 s).

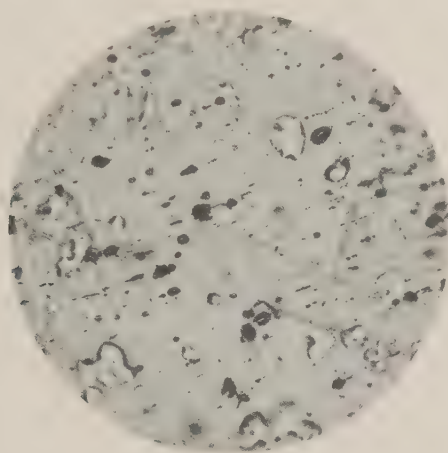


Fig. 110

× 85

Dans une étude sur le polissage électrolytique industriel [16] on cite des exemples analogues. Le polissage électrolytique peut avoir des effets nuisibles en révélant les inclusions superficielles et nous pensons que ce sont ces effets que nous constatons ici. La micrographie de la *figure 110* montre que le fer utilisé possède un assez grand nombre d'impuretés que nous pensons superficielles et qui, comme nous le signalions plus haut, ont été remarquablement alignées par le laminage.

Nous nous sommes alors demandé si un *léger polissage mécanique* produirait le même effet. Nous avons étudié seulement le cas des éprouvettes découpées dans le sens du laminage, et nous avons obtenu comme moyenne des nombres d'alternances amenant la rupture :

$$N = 633\,000 \quad \text{au lieu de} \quad N = 1\,275\,900$$

trouvé pour l'éprouvette brute de laminage.

Dans ce cas également la dispersion des résultats est très faible : les nombres N sont compris entre 601 000 et 663 000. L'épaisseur de la couche enlevée sur chaque face

est cependant inférieure à 5 *microns*. Le polissage mécanique a été fait avec du papier émeri 000 et 0000; puis avec une solution d'alumine. Ce traitement assez grossier donne une surface beaucoup plus perturbée que celle obtenue par polissage électrolytique et la résistance des éprouvettes est malgré tout légèrement plus grande.

Ces quelques résultats montrent combien le phénomène de la fatigue est compliqué. *Il est difficile de concevoir de si grandes différences d'endurance pour de si faibles modifications de l'état de surface des échantillons.*

3° Influence de la largeur de l'éprouvette.

Nous avons indiqué dans le chapitre II, page 20, que le taux de contrainte maximum d'une éprouvette prismatique soumise à une torsion ne dépend pratiquement pas de la largeur de la bande lorsque cette largeur est au moins égale à cinq fois l'épaisseur.

Nous recherchons ici dans quelles mesures l'expérience est en accord avec cette hypothèse.

Nous avons essayé des éprouvettes prélevées dans le sens du laminage et dont les largeurs étaient respectivement 5 et 15 mm. Les autres conditions expérimentales (longueur, amplitude de torsion, vitesse, état de surface) étaient celles du paragraphe 1°.

Le tableau suivant donne les résultats de ces essais effectués avec cinq éprouvettes dans chaque cas. Nous y avons intercalé le résultat obtenu précédemment pour une éprouvette de 10 mm de large :

LARGEUR	NUMÉRO	NOMBRE D'ALTERNANCES	MOYENNE
5 mm	1	1 577 500	1 796 200
	2	non rompue à 12 000 000	
	3	1 414 500	
	4	2 241 300	
	5	1 951 600	
10 mm			1 275 900
15 mm	1	972 000	1 112 000
	2	1 051 500	
	3	1 252 000	
	4	1 161 000	
	5	1 123 500	

Il semble donc que la largeur de l'éprouvette a une influence plus grande que ne le laissait prévoir la théorie. Les éprouvettes de grande section droite ont tendance à se rompre plus rapidement que les éprouvettes de faible section. On peut expliquer ces différences de comportement par des considérations thermiques qui seront développées au paragraphe suivant. Nous avons observé, en effet, que l'échauffement de l'éprouvette augmente avec la largeur de celle-ci et nous verrons que l'élévation de température est un facteur nuisible pour l'endurance.

On remarque que la dispersion des résultats est d'autant plus grande que l'éprouvette est plus étroite. Nous avons même éliminé une éprouvette de 5 mm qui a supporté sans rupture 12 000 000 d'alternances. Dans des essais systématiques, pour comparer par exemple avec précision des tôles de diverses origines (essais de réception), il y aurait intérêt à adopter des éprouvettes ayant une largeur au moins égale à dix fois l'épaisseur.

4° Influence de l'élévation de température au cours de l'essai.

On sait que les déformations alternées produisent un échauffement du métal, ce phénomène étant en relation avec l'existence d'un cycle d'hystérésis mécanique. Cet échauffement est très faible pour l'aluminium et nous avons pu le négliger. Il devient important avec le cuivre et encore plus avec le fer.

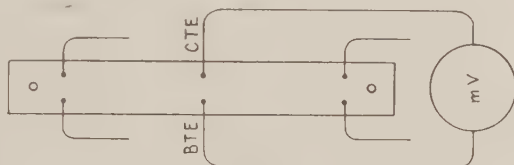


Fig. 111

Par suite des pertes de chaleur par conductibilité thermique aux encastnements et par convection, il s'établit un équilibre thermique caractérisé par une température constante en chaque point de l'éprouvette, mais variant d'un point à un autre.

Il nous faut préciser, afin d'éviter tout malentendu, qu'il y a plusieurs phases dans l'échauffement d'une éprouvette soumise à un essai d'endurance. Suivant le taux de contrainte appliqué l'élévation de température est plus ou moins rapide, plus ou moins régulière [17].

Pour notre part nous avons observé que dans les conditions de nos essais il y a un équilibre qui s'établit quelques minutes après la mise en route de la machine (5 mn pour le fer) et que cette température de régime reste stable pendant un nombre de cycles suffisamment important pour nous permettre d'expérimenter sans tenir compte des variations dues à la progression de la fatigue. Nous rappelons, en particulier, que la température s'élève beaucoup plus dans la phase de l'essai qui précède immédiatement la rupture.

Mode opératoire.

Pour déterminer cette répartition des températures nous avons soudé en plusieurs points de l'éprouvette (*fig. 111*) des couples thermoélectriques en prenant toutes précautions pour que des soudures troublent le moins possible l'équilibre à étudier : soudures

ponctuelles, fils B.T.E.-C.T.E. de diamètre égal à 2/10 de mm qui s'est montré le diamètre minimum compatible avec une résistance mécanique suffisante de ces fils. Les différences de potentiel sont mesurées avec un millivoltmètre de précision et les températures ont pu ainsi être évaluées à un demi-degré près.

Résultats.

a) RELATION ENTRE L'ENDURANCE ET LA TEMPÉRATURE DU RÉGIME THERMIQUE.

Comme nous pouvions nous y attendre la température de régime est maximum dans la partie médiane de l'éprouvette par suite de l'éloignement des têtes de serrage. Dans les conditions d'essais indiquées au paragraphe 1° ($\tau_{\max} = 22,25 \text{ kg/mm}^2$, fréquence 6 000 cycles/mn), la température se stabilise à 95° au milieu de l'éprouvette, à 55° à la tête oscillante et à 50° à l'extrémité fixe, ces valeurs n'étant valables que pour l'éprouvette prise comme exemple.

Or, c'est précisément *dans cette zone centrale que se produit toujours la rupture*. Il y a donc corrélation étroite entre la résistance dynamique et l'échauffement de l'éprouvette.

Pour mettre ce fait en évidence de manière plus nette, nous avons atténué l'échauffement du métal par ventilation énergique et nous avons fait une nouvelle série d'essais sur éprouvettes d'orientation 90°. La moyenne de cinq essais a donné $N = 1\,924\,300$, alors que dans le tableau V nous voyons que $N = 772\,000$ pour des éprouvettes non ventilées. La température au centre est tombée de 95° à 40°.

Il est bien évident que les limites d'endurance déterminées avec les métaux ayant un important cycle d'hystérésis n'ont guère de signification physique, car elles dépendent, dans une trop grande mesure, de l'échauffement, donc des conditions de l'essai, de la forme des éprouvettes et en général de toutes les causes de déperdition thermique en cours d'essai.

Dans une étude déjà citée [2] l'auteur donne pour divers métaux les variations du nombre d'alternances amenant la rupture dans des essais effectués sous des taux de fatigue donnés, mais à des températures variables. Suivant la nature du métal il y a augmentation ou diminution de la résistance dynamique lorsque la température croît. D'après cet auteur l'endurance du fer commence par augmenter lorsque la température s'élève, et ceci jusqu'à un maximum situé vers 300°. Il semble que nous n'ayons pas ici une relation analogue, mais, pour conclure avec certitude, nos essais devront être poursuivis en faisant varier la température dans de plus grandes proportions en disposant un four autour de l'éprouvette.

b) INFLUENCE DE LA FRÉQUENCE DES EFFORTS SUR L'AMPLITUDE DU CYCLE D'HYSTÉRÉSIS.

Nous avons profité de ces mesures de températures pour vérifier un fait constaté par M. RAVILLY : pour des fréquences d'oscillations comprises entre 100 et 2 400 cycles par minute, la quantité de chaleur libérée par cycle est indépendante de la fréquence. Il en résulte que l'élévation de température de l'éprouvette doit être proportionnelle à la fréquence si les déperditions de chaleur par convection restent proportionnelles à la

différence de température $T - T_0$ entre l'éprouvette et le milieu environnant (cette loi de la convection n'étant valable que dans le cas où la différence $T - T_0$ n'est pas trop grande).

Nous avons effectué cette étude avec une éprouvette de cuivre; les microsoudures se faisant mieux avec ce métal qu'avec le fer les mesures sont plus correctes. Le couple était soudé au milieu de l'éprouvette.

L'état d'équilibre s'établit en trente secondes après chaque changement de régime, mais nous avons maintenu la vitesse pendant trois minutes à chaque valeur donnée pour mesurer avec précision cette vitesse par enregistrement des alternances.

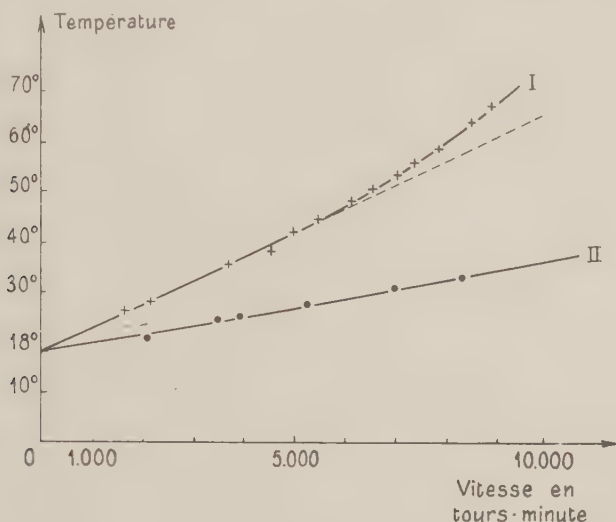


Fig. 112

Le tableau suivant donne le résultat de ces expériences :

Vitesse en tr/mn .	1 650	2 100	2 700	3 750	4 500	5 000	5 400
Température	26°	28°	31°	35,5°	39,5°	42°	44,5°
Vitesse en tr/mn .	6 000	6 600	7 000	7 500	7 900	8 550	9 000
Température	48°	51°	54°	56°	59°	64°	67°

La courbe représentative (courbe 1 de la fig. 112) montre que la loi linéaire ne se vérifie plus à partir de la fréquence de 6 000 cycles/mn. Mais alors la température de l'éprouvette devient supérieure de 30° à l'ambiante qui est de 18°. La déperdition thermique n'est plus nécessairement proportionnelle à $T - T_0$, d'où peut-être l'anomalie observée.

Nous avons ventilé énergiquement l'éprouvette en cours d'essai pour abaisser sa température d'équilibre et rester dans les limites de température convenables.

Les résultats de cette deuxième série de mesures sont donnés dans le tableau suivant :

Vitesse en tr/mn .	2 100	3 450	3 900	5 250	6 000	7 050	8 400
Température	21,5°	24,5°	25,5°	28°	29°	31°	34°

La courbe 2 de la *figure 112* montre que cette fois la relation est parfaitement linéaire. Le phénomène thermique est donc beaucoup plus régulier.

Avec un mode de refroidissement encore plus énergique nous arriverions sans doute à maintenir pendant tout l'essai l'éprouvette à une température constante très proche de l'ambiante.

Nous pouvons donc conclure que le dégagement de chaleur par cycle ne dépend pas de la fréquence jusqu'à une valeur de celle-ci, de l'ordre de 9 000 cycles/mn, et étendre ainsi la loi indiquée par M. RAVILLY pour des fréquences faibles.

5° Influence de la vitesse d'essai.

Les résultats que nous venons de donner dans le paragraphe précédent n'incitent guère à entreprendre des essais systématiques, surtout si l'on considère par ailleurs la diversité des conclusions données par les auteurs sur l'influence de ce facteur.

Nous avons voulu toutefois satisfaire notre curiosité en entreprenant quelques essais pour rechercher quelle est l'importance exacte de la fréquence dans les essais classiques où l'on ne tient pas compte de l'échauffement du métal.

Nous nous sommes encore une fois placé dans le cas d'éprouvettes d'orientation 0° à l'état brut de laminage, soumises à une contrainte $\tau_{\max} = 22,25 \text{ kg/mm}^2$.

A **3 000** tr/mn, nous avons prolongé l'essai de deux éprouvettes jusqu'à 6 000 000 de cycles sans obtenir de rupture.

A **6 000** tr/mn, la rupture se produit en moyenne après 1 275 900 alternances.

A **9 000** tr/mn, la moyenne des cinq essais nous donne $N = 803\,400$.

A **12 000** tr/mn, l'élévation de température devient très importante et le milieu de l'éprouvette brunit et bleuit. Nous avons alors $N = 501\,200$.

Ces quelques résultats montrent qu'avec les éprouvettes que nous utilisons, et sous un taux de fatigue très élevé, l'endurance diminue lorsque la fréquence augmente. Cette conclusion est en accord avec la constatation faite au paragraphe précédent, à savoir que l'élévation de température nuit à la durée de l'éprouvette.

L'influence de la vitesse sera plus facile à étudier dans le cas des métaux ayant, comme l'aluminium, un faible cycle d'hystérésis.

Pour les autres métaux on peut concevoir des essais où l'influence de la fréquence serait étudiée au moyen d'éprouvettes refroidies énergiquement. De tels essais n'auraient pas d'intérêt au point de vue de l'utilisation pratique du métal, mais ils permettraient d'étudier au point de vue physique la relation qui existe entre la fréquence d'application des efforts et la modification de la matière.

II. — ÉTUDE MÉTALLOGRAPHIQUE

Technique de préparation des éprouvettes.

Les éprouvettes subissent un léger polissage mécanique, puis un polissage électrolytique dans un bain contenant 50 cm³ d'acide perchlorique par litre d'acide acétique : P. A. JACQUET a publié récemment [15] une étude très complète sur le polissage du fer et des aciers et nous avons suivi de très près ses indications.

De toute façon la technique du polissage du fer est beaucoup plus délicate que celle de l'aluminium. L'échauffement du bain est notable et il faut refroidir énergiquement si l'on ne veut pas voir apparaître les limites intergranulaires. Le lavage et le séchage doivent être effectués très rapidement pour éviter l'oxydation. L'éprouvette s'oxyde malgré tout lentement et cela arrive à gêner les observations microscopiques qui peuvent se poursuivre pendant plusieurs jours pour un essai donné.

Pour l'étude du fer recuit nous avons installé un four à vide car le chauffage à l'air des éprouvettes produit une couche d'oxyde très épaisse. Le recuit a été effectué à 1 050° pendant 1 h 30. Le traitement a amené un grossissement des grains et a diminué la dureté Vickers de 121 à 87.

Comportement du métal écroui.

L'application de notre méthode d'investigation n'a été effectuée que dans le cas des contraintes élevées. Ayant montré pour l'aluminium que les modifications superficielles produites par un tel essai « accéléré » sous forte contrainte sont de même nature que celles produites par un essai de longue durée sous faible contrainte, nous avons estimé qu'un essai rapide nous apporterait les renseignements désirés sur le mécanisme de la fatigue dans le fer.

L'éprouvette étudiée a été prélevée dans le sens du laminage et essayée sous une contrainte de cisaillement maximum de 22,25 kg/mm². La *figure 113* montre cette éprouvette après la rupture qui est survenue après 537 800 alternances : la surface est particulièrement fissurée, surtout dans la zone centrale et du côté de la tête oscillante. Les micrographies ont été prises au grossissement 95. La *figure 114* montre l'aspect de la surface après 20 000 alternances. Un quadrillage plus ou moins régulier se dessine, comme dans le cas de l'aluminium, dans la direction de l'axe de torsion et dans la direction perpendiculaire.

La micrographie suivante (*fig. 115*) a été prise après 90 000 alternances. Le phénomène devient de plus en plus prononcé, sauf au voisinage des bords de l'éprouvette où une bande de petite largeur est visiblement moins perturbée.

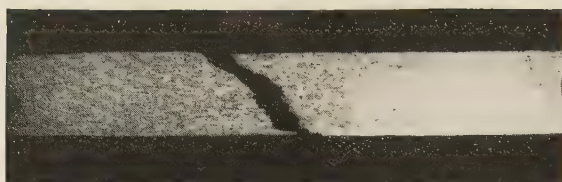


Fig. 113



20 000 alt.

Fig. 114

× 85



90 000 alt.

Fig. 115

× 85



180 000 alt.

Fig. 116

× 85



180 000 alt.

Fig. 117

× 26

Après 180 000 alternances la fissuration a beaucoup progressé et les fissures longitudinales sont particulièrement prononcées (*fig.* 116). Cette figure est intéressante en ce sens que l'on peut discerner le dessin cristallin qui apparaît par suite d'un polissage défectueux. Cela nous fixe sur la grosseur des grains, qui est relativement importante (le fer étudié n'est pas très écroui, il serait plutôt à l'état « demi-dur »), et cela nous permet également d'assurer que la fissuration du fer est transcrystalline. Cela est en accord avec les observations dont les résultats sont donnés dans l'ouvrage « *La fatigue des métaux* ».

A ce stade de l'essai nous avons pris une autre micrographie sous grossissement plus faible (*fig.* 117). Nous voyons plus nettement peut-être la prédominance des bandes orientées longitudinalement. Ceci est dû une fois encore à la structure fibreuse du métal étudié, et permet d'expliquer pourquoi la cassure en escalier dans le cas de cette orientation 0° présente des parties transversales plus courtes que les parties longitudinales. Comme nous l'avons déjà indiqué, ce mode de fissuration entraîne parfois la formation d'une cassure double en forme de pointe dans le cas des éprouvettes prélevées dans le sens du laminage.

Nous avons poursuivi ces observations avec des éprouvettes prélevées dans toutes les orientations. La fissuration en quadrillage a lieu dans tous les cas. Il y a donc analogie complète avec l'aluminium au point de vue de cette disposition particulière des fissures.

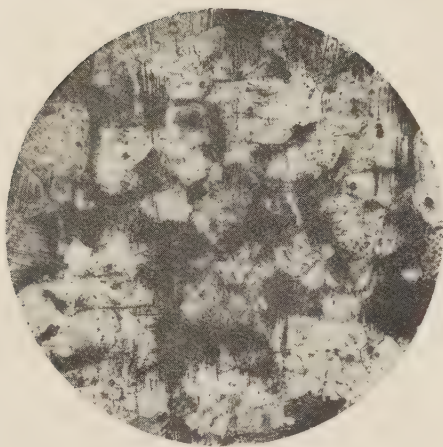
Comportement du métal recuit.

L'éprouvette qui a servi aux observations qui sont rapportées ici a été essayée sous une contrainte de cisaillement maximum égale à 19,4 kg/mm². La rupture est survenue après 446 500 alternances.

La progression de la fatigue est assez difficile à suivre car elle se produit assez irrégulièrement à la surface de l'échantillon. La micrographie de la *figure* 118 montre que dans certaines zones il y a une telle accumulation des perturbations que ces zones apparaissent sous la forme de taches noires sur la photographie. Cette micrographie, prise au même grossissement 95 que les précédentes, montre que le recuit a entraîné un grossissement des grains déjà notable. Les lignes de glissement prédominent encore dans le sens longitudinal et dans le sens transversal.

Les micrographies suivantes (*fig.* 119, 120 et 121) montrent les « slip-bands » avec plus de détail. Ces lignes sont beaucoup moins nettes que celles observées à la surface de l'aluminium. Elles ont en général un tracé irrégulier et ne sont pas réparties sur toute la surface des grains. Cela s'explique par le fait que dans l'aluminium recuit les glissements se propagent très facilement (ce qui est la cause de la mollesse du métal) et qu'ils envahissent l'ensemble du grain sous l'effet des actions mécaniques répétées.

Ici, au contraire, les bandes de glissement sont en général très marquées au voisinage des joints de grains où elles deviennent larges. Mais le déchaussement des grains n'est pas si caractéristique que dans le cas de l'aluminium; les dénivellations les plus importantes entre deux grains contigus ne dépassent pas 1/100 de mm.



45 000 alt.

Fig. 118

× 85



45 000 alt.

Fig. 119

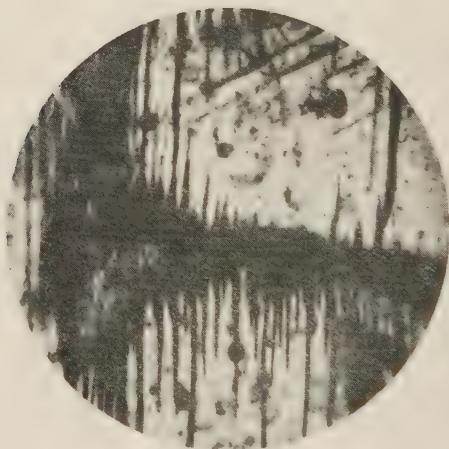
× 180



120 000 alt.

Fig. 120

× 180



120 000 alt.

Fig. 121

× 450

Il est extrêmement délicat de suivre jusqu'à la rupture les modifications superficielles lorsque les contraintes sont aussi élevées. Les zones voisines de la cassure sont dans un état de délabrement tel qu'il est difficile de prendre une micrographie et de déterminer si la rupture est intergranulaire ou transgranulaire.

Comme dans le cas de l'aluminium nous observons pour le fer une évolution dans le mécanisme de la fatigue suivant la dureté du métal. Les différences de comportement sont naturellement plus nettes lorsque nous comparons du métal très écroui et un métal très recuit.

En conclusion de ce chapitre, nous pouvons affirmer qu'il y a certaines analogies dans la progression de la fatigue dans le fer et dans l'aluminium, métaux purs.

Nous allons maintenant étudier le cas d'un alliage.

ÉTUDE D'UN ALLIAGE ALUMINIUM-CUIVRE

L'étude comparée du mécanisme de la fatigue de l'aluminium et du fer a montré l'effet analogue de l'écrouissage par travail à froid et du recuit sur ces métaux purs.

Nous avons voulu nous rendre compte si ces conclusions pouvaient être généralisées quand le durcissement du métal n'est plus d'origine mécanique mais d'origine physico-chimique, comme dans le cas de solutions solides sujettes au durcissement structural. Nous avons choisi pour cette étude l'alliage Al-Cu dont les transformations sont bien connues.

L'alliage que nous avons étudié est un alliage à 3,89 % de Cu, le reste étant de l'aluminium à 99,5 %. Cet alliage nous a été fourni dans l'état de solution solide homogénéisée et écrouie par laminage à 100 % ⁽¹⁾.

Les plaquettes ont une épaisseur de 98/100 de mm et la dureté superficielle mesurée sous charge de 300 g pendant trente secondes est $\Delta = 114$.

Le polissage électrolytique des éprouvettes a été effectué dans un bain anhydride acétique-acide perchlorique. Le lavage et le séchage doivent être faits très soigneusement et très rapidement pour éviter la corrosion qui a tendance à se développer à partir des joints de grains et qui modifierait les conditions d'observation des phénomènes. Après enlèvement d'une épaisseur de 1/100 de mm sur chaque face de l'échantillon la dureté a légèrement diminué ($\Delta = 105$).

Les essais ont été d'abord effectués avec le métal dans cet état écroui. Nous avons ensuite essayé l'alliage après trempe et durcissement structural pour comparer les effets du durcissement du métal par écrouissage mécanique et vieillissement à ceux du durcissement résultant uniquement de la précipitation intragranulaire. Enfin nous avons fait l'étude de cet alliage après un recuit prolongé suivi d'un refroidissement très lent.

ESSAI DU MÉTAL A L'ÉTAT ÉCROUI

Nous avons fait ces essais en torsion alternée sous des taux de contrainte élevés. Les éprouvettes ont été prélevées dans la direction du laminage.

(1) Les échantillons nous ont été fournis par M. le Directeur des Laboratoires de la Société des Tréfileries et Laminoirs du Havre. Nous le remercions bien vivement pour l'aide qu'il nous a ainsi apportée.

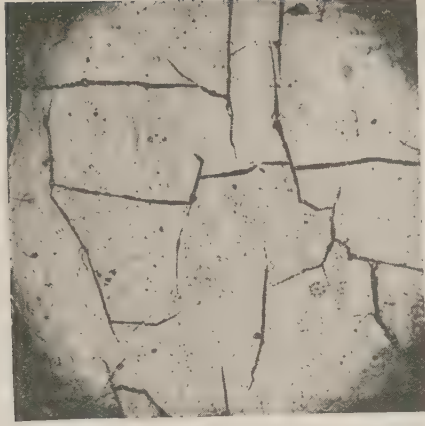


Fig. 122

× 24



Fig. 123

× 14



Fig. 124

× 50

Première éprouvette. — $L = 40$ mm, $\Theta = 10$ grades, $N = 770\,000$ alternances.

Au cours de cet essai pourtant brutal nous n'avons pas observé d'échauffement de l'éprouvette; le métal reste donc assez près de la phase élastique.

La micrographie de la *figure 122* a été prise après la rupture de l'éprouvette. Nous voyons que la fragmentation n'est pas aussi régulière que celle de l'aluminium écroui. Si la plupart des fissures se produisent encore dans la direction des contraintes de cisaillement maximum, il y en a d'autres, par contre, qui sont obliques. Cette fissuration ne se développe pas d'une façon uniforme sur toute la surface : elle se produit par plages. Nous n'assistons pas à une progression continue au fur et à mesure que le nombre d'alternances augmente : les fissures ne s'élargissent pas et ne s'allongent pas d'une façon continue comme c'était le cas avec les métaux précédemment étudiés.

Nous observons par ailleurs, à l'extrémité de certaines fissures, des amorces de nouvelles fissures en fourche dans plusieurs directions. Ceci est encore un aspect particulier de la dislocation de cet alliage.

Deuxième éprouvette. — $L = 24$ mm, $\Theta = 10$ grades, $N = 164\,200$ alternances.

Cet essai encore plus brutal n'entraîne toujours pas d'échauffement du métal bien que la fréquence soit de 6 000 cycles par minute.

Les micrographies des *figures 123* et *124* montrent deux aspects de la surface après rupture.

La première a été prise à faible grossissement sous un éclairage oblique qui fait ressortir très nettement en blanc sur fond noir les nombreuses fissures. La surface est énormément perturbée; des fissures sont parallèles et très denses dans la direction transversale.

La seconde micrographie montre un autre aspect de la surface; il semble ici que le contour d'un grain soit apparu et que la fissuration très serrée soit en relation avec la texture cristalline du grain.

Dans une étude de la fatigue dans l'aluminium et ses alliages [18] M. CAZAUD indique que la fissuration du *duralumin* est intergranulaire, c'est-à-dire que les microfissures se développent principalement aux frontières des grains. Au cours de nos essais sur l'alliage aluminium-cuivre nous n'avons pas observé ce phénomène, la fissuration étant très nettement transgranulaire.

M. P. A. JACQUET a eu l'amabilité de nous procurer des éprouvettes de *duralumin* polies électrolytiquement pour nos essais en torsion alternée.

Nous avons pu vérifier que les fissures traversent le corps des grains; le contour de ceux-ci avait alors été mis en évidence par attaque chimique après rupture de l'éprouvette.

ESSAI DE L'ALLIAGE APRÈS DURCISSEMENT STRUCTURAL

Nous avons étudié le comportement de cet alliage aux efforts alternés après une trempe suivie d'un revenu à température ambiante qui entraînent le durcissement du métal.

Voici par exemple le traitement subi par les éprouvettes utilisées pour les essais décrits ici : recuit à 520° pendant sept heures, trempe à l'eau. La dureté des échantillons



Fig. 125

× 50

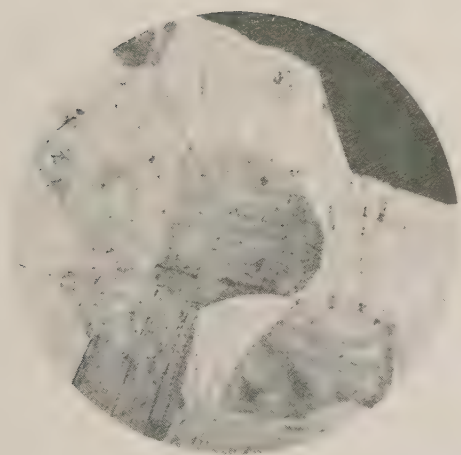


Fig. 126

× 50



Fig. 127

× 50

abandonnés à la température ambiante varie très vite pendant les premières heures, très lentement ensuite.

Nous avons :

$\Delta = 71$	aussitôt après la trempe;
$\Delta = 78$	quatre-vingt-dix minutes après;
$\Delta = 86$	trois heures après;
$\Delta = 90$	huit jours après.

Nous avons commencé cet essai lorsque la dureté était égale à 86. Les trois micrographies (*fig.* 125, 126 et 127) ont été prises à la surface d'une éprouvette qui s'est rompue après 1 125 000 alternances. L'apparition des grains sur cette micrographie est due à une oxydation qui s'est développée aussitôt après le polissage électrolytique.

Les fissures ne se développent qu'en quelques points de l'éprouvette.

Après 150 000 alternances nous avons observé par exemple une fissure qui traversait plusieurs grains (*fig.* 125). A son voisinage quelques amorces de fissures sont visibles; presque toutes se sont produites dans la direction transversale.

Les *figures* 126 et 127 ont été prises au voisinage de la cassure où la fissuration s'est développée de façon importante. Cette fissuration semble d'ailleurs se produire de deux manières :

— nous observons, d'une part, des fissures qui restent limitées à l'intérieur d'un grain et qui semblent en relation avec l'architecture cristalline du métal : ces fissures ont en effet, dans un grain donné, des directions bien définies qui sont toujours très voisines des directions générales de cisaillement maximum;

— nous observons, d'autre part, des fissures qui traversent les frontières de grain et qui sont en général plus irrégulières. La cassure finale est nettement transcristalline et elle ne résulte pas d'une décohésion des grains.

Par ces quelques exemples nous voyons que le mécanisme de la fatigue de cet alliage est loin d'être aussi simple et aussi caractéristique que celui de l'aluminium écroui.

Les processus de fissuration observés ici sont d'ailleurs beaucoup plus proches de ceux observés par divers auteurs. Il est en effet assez normal d'assister à une fissuration assez irrégulière puisque le métal est un agglomérat de cristaux.

Mais si l'alliage écroui par laminage a sensiblement le même comportement à la fatigue que l'alliage durci par trempe structurale il n'en est plus de même lorsque ce métal a subi un traitement de recuit.

ESSAI DE L'ALLIAGE A L'ÉTAT RECUIT

Le recuit a été effectué à la température de 520° pendant sept heures et le refroidissement a été très lent. La dureté Vickers a diminué de 105 à 52.

Nous disposons donc d'un alliage qui contient la phase α (solution solide d'environ 3/1 000 de cuivre dans l'aluminium) et Al^2Cu . Étant donné la concentration en cuivre de cet alliage, Al^2Cu représente environ 6 % en poids en supposant que le recuit nous a permis d'atteindre l'état d'équilibre à 20°.

L'éprouvette qui est étudiée ici a été essayée sous un taux de contrainte élevé ($L = 40 \text{ mm}$, $\Theta = 10 \text{ grades}$) et la rupture s'est produite très rapidement ($N = 135\,000$ alternances). La dureté a augmenté au cours de ce travail mécanique : après l'essai nous trouvons $\Delta = 68$.

Les deux micrographies qui ont été prises au bord de la cassure (*fig. 128 et 129*) montrent que cette fois les dislocations se produisent aux joints de grains. Le décollement des cristaux est particulièrement net sur la *figure 129* où l'on distingue une seconde fissure en formation, fissure qui suit exactement les frontières de grains.

Nous pouvons donc affirmer que dans cet alliage Al-Cu à l'état recuit la zone intergranulaire offre aux efforts alternés une résistance moindre que le corps même des cristaux.

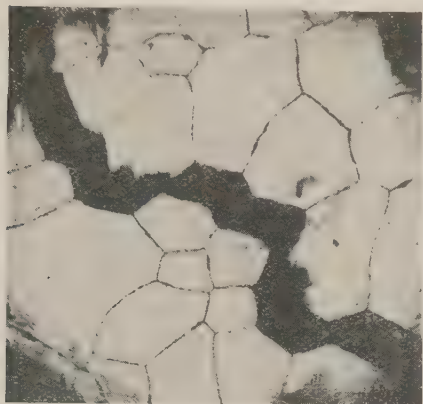


Fig. 128

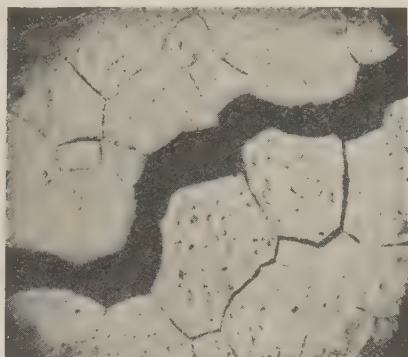


Fig. 129

A ce point de vue le comportement de cet alliage est nettement différent de celui de l'aluminium recuit. Nous n'avons pas observé l'apparition des bandes de glissement qui constituait le principal phénomène pour les autres métaux étudiés à l'état recuit.

L'essai de traction nous a confirmé que le métal est très cassant, que la rupture est intergranulaire et qu'il n'apparaît pratiquement pas de glissement, ce qui montre les effets importants sur la texture cristalline qu'apporte une très faible addition de cuivre.

Ces recherches pourront naturellement être développées. Nous désirons en effet étudier plus à fond l'influence du durcissement structural en effectuant des essais de fatigue à divers stades du vieillissement. Il est probable que les modifications de structure se révéleront par des changements dans la progression des dislocations, ainsi que nous l'avons déjà entrevu au cours de ces quelques expériences. Mais il sera nécessaire d'effectuer un traitement thermique qui entraîne un durcissement suffisamment lent pour que nos essais puissent être menés à bien pour diverses duretés de l'alliage.

Ce travail ne manquera pas de nous apporter des renseignements fructueux qui compléteront les résultats déjà obtenus.

CONCLUSION

Cette contribution à l'étude du mécanisme de la fatigue des métaux a été rendue possible par une méthode expérimentale nouvelle.

Les résultats présentés dans la *première partie* de ce mémoire montrent que pour entreprendre une étude de cette nature il est préférable de mettre au point un appareillage bien adapté à la recherche envisagée. Les essais classiques de fatigue ne permettent pas en général de faire des investigations aussi poussées que celles que nous avons pu mener à bien.

Les contraintes étant toujours maxima à la surface des éprouvettes utilisées, l'état de la couche superficielle a joué un très grand rôle dans nos expériences.

Notre méthode d'observation nous permettait de déceler avec précision *cette influence de l'état de surface* et, au cours de cette étude, nous avons indiqué plusieurs faits caractéristiques :

1° dans le chapitre VIII (p. 93) nous faisons remarquer que les différences observées dans la résistance des tôles de fer aux efforts alternés sont dues à une mince couche superficielle, très écaillée par le laminage, qui se fissure plus ou moins vite suivant l'orientation de la direction de laminage par rapport à celle des contraintes de cisaillement maximum. L'anisotropie observée disparaît complètement lorsqu'une épaisseur de 5 microns est enlevée sur chaque face de l'éprouvette par polissage électrolytique ou par polissage mécanique;

2° nos observations confirment le rôle des inclusions. Il existe une relation très nette entre la direction des inclusions d'oxydes alignées dans le sens du laminage et la direction de la cassure (p. 93). La fissure finale chemine d'inclusion en inclusion et c'est là un fait qui avait déjà attiré l'attention des expérimentateurs. Lorsque ces inclusions sont nettement révélées par le polissage électrolytique (*fig. 110*) il y a effet d'entaille et l'endurance des éprouvettes est diminuée;

3° dans le chapitre VI (p. 73) nous montrons qu'après un polissage électrolytique insuffisant un état de surface présentant des ondulations se manifestant par des focales est une cause suffisante pour modifier considérablement les glissements à l'intérieur des grains.

Cette influence de l'état superficiel étant ainsi mise à part, nous voudrions, au terme de ce travail, souligner quelques faits essentiels qui ont pu être mis en évidence par notre méthode d'investigation et qui apportent des éléments nouveaux dans l'étude du phénomène de la fatigue des métaux.

Dans la *deuxième partie* nous donnons les résultats d'une étude détaillée de la progression de la fatigue dans l'aluminium. Le mécanisme est totalement différent suivant que le métal est écaillé ou recuit.

I. — Aluminium écroui.

1° Le métal écroui présente une certaine homogénéité dans sa constitution. Toutes les régions d'une éprouvette sont affectées de la même façon et avec la même intensité par les efforts alternés (cf. fig. 31 et 32).

Dans aucun des essais mécaniques classiques il n'avait été observé jusqu'à présent une fissuration aussi régulière d'un métal. Cette continuité est un caractère essentiel du métal dans cet état par opposition avec le métal recuit qui présente des perturbations différant d'un grain à l'autre;

2° *il ne se produit jamais de glissements* lorsque le métal est suffisamment écroui. Il existe une dureté au delà de laquelle les glissements réticulaires sont tous bloqués par l'écrouissage et toute déformation de ce type est alors impossible (chap. V, p. 62);

3° l'essai de fatigue en *torsion alternée* montre l'importance des contraintes de cisaillement maximum qui produisent une hachuration bien régulière du métal, les fissures étant toujours parallèles aux directions de ces contraintes quelle que soit l'orientation des grains cristallins (chap. V, p. 47).

Mais le rôle de ces contraintes n'apparaît plus aussi primordial dans l'essai en *flexion alternée* et l'extension de ce mode d'essai à d'autres métaux que l'aluminium nous permettra sans doute de tirer, dans ce cas, des conclusions plus nettes. Dans un tel essai les éprouvettes ne sont d'ailleurs pas soumises à un cisaillement pur comme dans le cas de la torsion alternée.

II. — Aluminium recuit.

L'étude de l'aluminium à l'état recuit montre que d'un grain à un autre il y a discontinuité dans les perturbations, chaque grain ayant un comportement propre.

Il faut donc distinguer les modifications qui se produisent à l'intérieur de chaque grain et celles qui se manifestent aux frontières, ces limites intergranulaires étant, en effet, nettement révélées par l'essai de fatigue.

A. — DANS LE CORPS DES CRISTAUX.

1° Les glissements produits par les efforts alternés sont très bien marqués par la *répétition d'une contrainte, même assez faible*. Il est, en particulier, certain que les glissements réticulaires ont lieu sous l'action d'une contrainte bien inférieure à la limite de fatigue (chap. V, p. 50). Dans le cas des faibles contraintes seules quelques bandes de glissements espacées apparaissent (fig. 42);

2° lorsque la valeur de la contrainte est plus grande l'application progressive des efforts alternés fait apparaître *des bandes de glissement de plus en plus serrées* (fig. 44 et suivantes). La structure fine de ces bandes ne peut être étudiée au microscope métallographique. Ces bandes de glissement envahissent en général l'ensemble du cristal, leur répartition et leur aspect étant cependant bien différents suivant les grains. A notre échelle d'observation on ne constate jamais un développement parfaitement régulier des glissements, l'espacement des bandes étant en général très variable dans un même grain. Ceci est normal puisque l'on sait qu'il est pratiquement impossible de rencontrer un cristal dont toute la masse ait une texture parfaitement homogène.

L'observation minutieuse de la formation et de la répartition des glissements dans les cristaux d'aluminium recuit nous a permis de remarquer des aspects souvent bien curieux de ces glissements. Nous avons présenté au chapitre VI quelques-unes de ces observations.

Cette étude a permis de montrer qu'il existe parfois dans les cristaux des sous-structures à des échelles différentes. Ces sous-structures sont mises en évidence par le développement périodique des glissements :

a) à l'échelle de 2 microns, structure très régulière révélée par la formation d'un quadrillage des bandes de glissement;

b) à l'échelle de 20 microns, zones à texture légèrement différente, les glissements étant plus ou moins marqués dans une direction ou dans l'autre;

c) à l'échelle de 100 à 200 microns, structure « macromosaïque » dessinée par des glissements en chevrons très caractéristiques.

B. — AUX FRONTIÈRES DES GRAINS.

Les déformations du métal recuit aux *limites intergranulaires* et dans les *environs immédiats* de celles-ci sont très importantes.

Ceci résulte d'une interaction marquée entre cristaux voisins. Par suite de la différence d'orientation cristalline les glissements se produisent plus ou moins difficilement dans des grains contigus (cf. *fig.* 46 et 96 par exemple); le module de cisaillement et la dureté sont variables avec l'orientation (anisotropie cristalline). Les grains les plus résistants subissent donc une déformation moindre mais perturbent leurs voisins plus plastiques :

1° à la *limite intergranulaire* il y a fréquemment déplacement relatif des grains les uns par rapport aux autres.

Le « déchaussement » a été observé aussi bien dans les cas de la torsion alternée (p. 55) que dans celui de la flexion alternée (*fig.* 107). La dénivellation déjà très visible au microscope métallographique est encore plus nette lorsqu'on examine la surface de l'éprouvette à la loupe binoculaire.

Ce résultat est important parce qu'il met en doute la théorie de l'équicohésion dans le cas des efforts alternés. La décohésion intercristalline ne peut en effet se produire dans le cas des *efforts continus* (fluage) qu'à une température supérieure à une certaine température dite « d'équicohésion ». Dans le cas des *efforts alternés* le déchaussement des grains se produit à la température ambiante;

2° dans le *voisinage des frontières* les déformations sont plus accusées que dans le milieu du cristal :

— d'abord au point de vue des *glissements* qui sont plus serrés au voisinage des frontières et qui paraissent souvent se développer à partir de celles-ci (*fig.* 95 et 96 par exemple);

— ensuite au point de vue des *plissements* et des bourrelets qui se forment d'une manière plus intense dans cette zone du grain et qui semblent dus à un refoulement local du métal.

Ces déformations aux frontières n'entraînent cependant pas une résistance plus faible du métal recuit dans ces régions car les fissures finales ne suivent que par intermittence les contours de grains.

Dans les métaux écrouis nous n'observons pas ces phénomènes aux frontières, parce que, tous les grains ayant la même dureté et une orientation cristalline voisine, les interactions entre cristaux voisins sont pratiquement nulles.

Dans la *troisième partie* de notre travail les résultats des observations métallographiques effectuées sur le fer Armco confirment et généralisent ceux fournis par l'étude de l'aluminium.

Le mécanisme de la fatigue présente donc un certain caractère de généralité.

Les nombreux essais de fatigue effectués au cours de cette étude nous ont donné par ailleurs l'occasion d'aborder cette question d'un point de vue plus technique.

L'influence de l'état de surface et celle de l'orientation de l'éprouvette ont déjà été rappelées ci-dessus.

La *largeur* de l'éprouvette influe beaucoup sur le nombre d'alternances amenant la rupture. Dans des essais systématiques il est recommandé d'utiliser des éprouvettes ayant une largeur égale au moins à dix fois l'épaisseur afin d'éviter une trop grande dispersion des résultats.

L'*élévation de température* diminue la durée de l'éprouvette. La rupture se produit dans la zone centrale qui est portée pendant l'essai à une température plus élevée que les extrémités.

L'étude de l'*alliage Al-Cu* (4 %) (chap. IX) nous a montré que la fissuration du métal durci était beaucoup moins régulière que celle des métaux précédemment étudiés, bien que ces fissures se produisent encore dans les directions générales de cisaillement maximum.

La rupture du métal recuit est due à une décohésion intergranulaire très marquée. Il ne se produit aucun glissement à l'intérieur des cristaux.

L'application de cette méthode de travail à d'autres métaux permettra d'augmenter encore nos connaissances sur la rupture de la matière soumise à des efforts alternés.

BIBLIOGRAPHIE

MÉMOIRES CITÉS EN RÉFÉRENCES DANS NOTRE TRAVAIL

- [1] R. CAZAUD et L. PERSOZ. — *La fatigue des métaux*. Dunod, 1943.
- [2] E. RAVILLY. — Thèse, Paris, 1938. Publications Scientifiques et Techniques du Ministère de l'Air, n° 120, 1938.
- [3] TIMOSCHENKO. — *Résistance des matériaux*. Librairie polytechnique, Béranger, 1947.
- [4] R. L'HERMITE, SÉFERIAN, CANAC. — *Les essais d'endurance en flexion répétée*. G.R.A. Rapports techniques n° 10 et n° 14, 1945.
- [5] L. GUILLET. — *Les métaux légers et leurs alliages*. Dunod, 1940.
- [6] P. A. JACQUET. — *Le polissage électrolytique des surfaces métalliques et ses applications*. Éditions Métaux, 1948.
- [7] Heinz RAETHER. — *La structure et l'oxydation des surfaces d'aluminium polies électrolytiquement*. Comptes rendus, tome 223, 8 décembre 1948.
- [8] H. BRASSEUR. — *Les rayons X et leurs applications*, p. 314, Masson, 1945.
- [9] SALMON. — *Les vernis craquelants*. Comptes rendus du Colloque International de Mécanique de Poitiers, 1950.
- [10] R. MICHAUD. — *Contribution à l'étude des réactions mutuelles des cristaux dans la déformation des métaux polycristallins*. Publications Scientifiques et Techniques du Ministère de l'Air, n° 240, 1950.
- [11] Ch. CRUSSARD. — *Le rôle des joints intergranulaires dans la déformation des métaux*. Revue de Métallurgie, nos 11 et 12, p. 307, 1946.
- [12] L. BRILLOUIN. — *Les tenseurs en mécanique et en élasticité*, p. 269, Masson, 1949.
- [13] G. CHAUDRON et L. MOREAU. — *Métaux. - Corrosion. - Usure*, p. 51, mars-avril 1944.
- [14] P. LACOMBE et L. BEAUJARD. — *Les imperfections de structure des cristaux uniques d'aluminium pur*. Revue de Métallurgie, p. 317, septembre 1948.
- [15] P. A. JACQUET. — *Recherches sur le polissage électrolytique des aciers*. Revue de Métallurgie, p. 214, avril 1949.
- [16] R. MONDON. — *Le polissage électrolytique industriel*. Technique et Science Aéronautiques, n° 4, 1949.
- [17] WELTER. — *Essais d'endurance par traction et compression*. Revue de Métallurgie, p. 91, mars 1938.
- [18] LECŒUVRE et CAZAUD. — *Recherches métallographiques sur l'aluminium et ses alliages*. Bulletin technique n° 52 du S.T.I.A., novembre 1928.

AUTRES MÉMOIRES CONSULTÉS AU COURS DE NOS RECHERCHES

- R. JACQUESSON. — *Contribution à l'étude des dislocations cristallines produites dans les métaux par des torsions simples et alternées*. Thèse, Paris, 1943. Publications Scientifiques et Techniques du Ministère de l'Air, n° 188.
- G. CRUSSARD et A. GUINIER. — *Symposium sur la structure mosaïque des métaux*. Revue de Métallurgie (2), p. 61, 1949.

- A. GUINIER. — *Radiocristallographie*. Dunod, 1945.
- G. CHAUDRON. — *Les états de surface et les propriétés physico-chimiques réelles des métaux*.
Revue de Métallurgie (3 et 4), p. 61, 1948.
- P. LACOMBE et L. BEAUJARD. — *Une méthode rapide de préparation des cristaux uniques d'aluminium pur*. Revue de Métallurgie (3 et 4), p. 65, 1947.
- P. LACOMBE et L. BEAUJARD. — *Étude micrographique de l'écroissage et de la recristallisation de l'aluminium extra-pur*. Revue de Métallurgie (3 et 4), p. 71, 1947.
- E. L'HERMITE. — *L'expérience et les théories nouvelles en résistance des matériaux*. Dunod, 1945.

DEUXIÈME THÈSE

Propositions données par la Faculté

LA THÉORIE DE ZENER
DU FROTTEMENT INTERNE THERMOÉLASTIQUE
DANS LES SOLIDES

Vu et approuvé :

Paris, le 5 janvier 1951.

Le Doyen de la Faculté des Sciences,

A. CHATELET.

Vu et permis d'imprimer :

Le Recteur de l'Académie de Paris,

Jean SARRAILH.



IMPRIMERIE